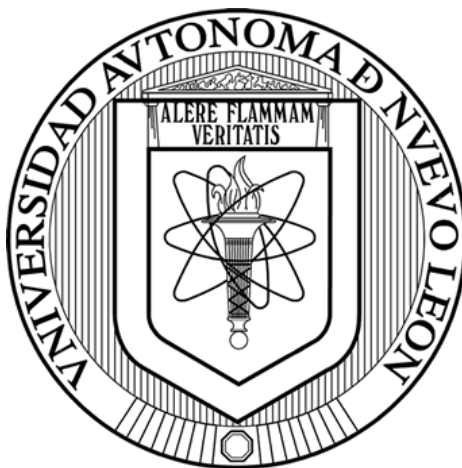


UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



**ANÁLISIS DE TEXTURAS DE UNA ALEACIÓN DE ALUMINIO
ALCu5Mg (206) MEDIANTE LA TÉCNICA EBSD**

POR

DIANA LUCÍA LÓPEZ GALINDO

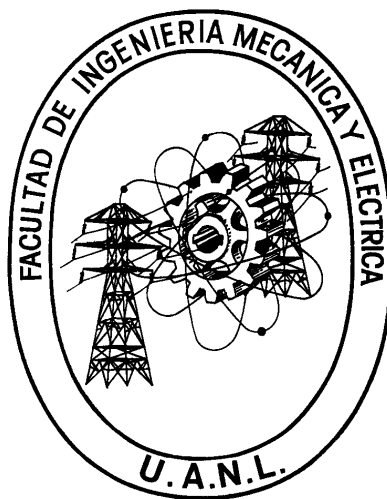
T E S I S

**TESIS EN OPCIÓN AL GRADO DE MAESTRA EN CIENCIAS DE LA
INGENIERÍA MECÁNICA CON ESPECIALIDAD EN MATERIALES**

SAN NICOLÁS DE LOS GARZA, N.L., JULIO DEL 2012

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



**ANÁLISIS DE TEXTURAS DE UNA ALEACIÓN DE ALUMINIO
ALCu5Mg (206) MEDIANTE LA TÉCNICA EBSD**

POR

DIANA LUCÍA LÓPEZ GALINDO

T E S I S

TESIS EN OPCIÓN AL GRADO DE MAESTRA EN CIENCIAS DE LA
INGENIERÍA MECÁNICA CON ESPECIALIDAD EN MATERIALES

SAN NICOLÁS DE LOS GARZA, N.L., JULIO DEL 2012

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA
DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO

Los miembros del comité de Tesis recomendamos que la Tesis “Análisis de texturas de una aleación de aluminio AlCu5Mg (206) mediante la técnica EBSD”, realizada por la Ing. Diana Lucía López Galindo sea aceptada para su defensa como opción al grado de Maestra en Ciencia de la Ingeniería Mecánica con especialidad en Materiales.

El Comité de Tesis

Asesor

Dr. Rafael Colás Ortiz

Revisor

Dr. Nelson F. Garza Montes de Oca

Revisor

Dr. José Talamantes Silva

Vo. Bo.

Dr. Moisés Hinojosa Rivera

División de Estudios de Postgrado

San Nicolás de los Garza, N. L., Julio 2012

AGRADECIMIENTOS

A CONACyT por apoyarme económicamente para realizar este grado en mi vida profesional.

Al Dr. Rafael Colás Ortiz por la oportunidad de desarrollar esta tesis bajo su supervisión y por las aportaciones a este trabajo.

A los Drs. José Talamantes y Nelson Garza por la revisión de este trabajo.

Al Ing. Mario A. Rodríguez, por creer en mí y brindarme mi primera oportunidad de desarrollarme profesionalmente.

A Nemark

A la UANL

A mis amigos R&D, Efrén Carrera, Lázaro Vázquez, Alma Esmeralda, Gilberto García, Dr. Abraham Velasco, José Talamantes, Andrés Rodríguez, Alejandro González, Chon, Queso, Sicario, Dr. Aldo Sáenz, Juan Pablo, Fernando Morales, Mike, Mario, Pablito, Negrito... a los que están... a los que ya no están... etc ... etc....

A Andrés Rodríguez, por sus aportaciones al desarrollo de la aleación del presente trabajo.

Al Dr. José María Cabrera Marrero, por el apoyo brindado durante mi estancia en Barcelona, al Dr. Oscar Fabián Higuera Cobos por sus contribuciones a los estudios EBSD y su amistad, a todos los compañeros de la Universitat Politècnica de Catalunya.

DEDICATORIA

A dios

A mi familia

A mi mama y Fernandita

Al destino por llevarme hasta este punto de mi vida.

Al Dr. José Talamantes Silva por ser el impulsor de este logro profesional.

ÍNDICE

Resumen	
Capítulo 1. Introducción	1
Capítulo 2. Aleaciones de Aluminio	5
2.1 Introducción	5
2.1.1 El aluminio y sus aleaciones	8
2.1.2 Propiedades del aluminio	10
2.1.3 Clasificación de Aleaciones de aluminio	11
2.1.4 Efecto de los elementos de aleación	16
2.1.5 Solidificación de las aleaciones de Aluminio	18
2.1.6 Aleaciones de aluminio en fabricación de componentes de motores de combustión interna	21
2.1.6.1 Conceptos básicos del motor de combustión interna	22
2.1.7 Tratamientos térmicos de las aleaciones de aluminio	23
2.2 Aleaciones Al-Cu	27
2.2.1 Propiedades de las aleaciones AlCu5Mg	29
2.2.2 Mecanismos de agrietamiento debido al proceso de solidificación	30
2.2.3 Formación del agrietamiento en caliente	30
2.2.4 Variables del agrietamiento en caliente	32
2.2.5 Efecto del tamaño y morfología de grano sobre la tendencia al agrietamiento en caliente	34
2.2.6 Parámetros de Proceso: Temperatura de vaciado y del molde	35
2.2.7 Refinadores de las aleaciones de aluminio	35
2.2.8 Mecanismos de refinación de grano	37
2.2.9 Efecto del tratamiento térmico en aleaciones Al-Cu	38
Capítulo 3 Orientaciones Cristalográficas	40
3.1 Introducción	40
3.2 Microestructura y textura	42
3.2.1 Microscopio electrónico de barrido	44
3.2.1.1 Imágenes obtenidas por electrones secundarios	44
3.2.1.2 Difracción de electrones retrodispersados (EBSD) en el microscopio electrónico de barrido	47
3.2.1.3 Patrones de Kikuchi	47
3.2.1.4 Preparación de muestras	51
3.3 Métodos de representación de textura	52
3.3.1 Orientación cristalina	53

3.3.2 Figura de polo	54
3.3.3 Figura de polo inversa	55
3.3.4 Función de distribución de orientación (ODF)	55
3.3.5 Limites de grano y desorientaciones	58
Capítulo 4 Procedimiento Experimental	60
4.1 Introducción	60
4.2 Selección de muestras	61
4.3 Preparación de muestras	62
4.4 Evaluación microestructural	64
4.5 Análisis por EBSD	64
4.6 Programa de indexación	67
Capítulo 5 Resultados Y Discusión	71
5.1 Introducción	71
5.2 Análisis microestructural	76
5.3 Análisis por difracción de electrones retrodispersados (EBSD)	83
5.3.1 Orientaciones preferenciales (IPF)	84
5.3.2 Ángulos de desorientación	91
5.3.3 Componentes de textura	93
5.3.4 Componentes de fibras	98
5.3.5 Figura de polos (FP)	102
5.3.6 Función de distribución de orientación (FDO)	106
Capítulo 6 Conclusiones y Recomendaciones	111
6.1 Conclusiones	111
6.2 Recomendaciones	112
BIBLIOGRAFÍA	
ÍNDICE DE FIGURAS	
ÍNDICE DE TABLAS	

RESUMEN

En la constante búsqueda de nuevas aleaciones para el sector automotriz que permitan el menor consumo de combustible, la reducción de emisiones atmosféricas, diseños más eficientes de calidad y sobre todo las altas propiedades a altas temperaturas exigidas por el desarrollo tecnológico de hoy en día, es el principal motivarte para la investigación de nuevos aleantes en las fundiciones para componentes automotrices de aluminio.

Dentro de este trabajo se evalúa el comportamiento de orientación de grano de una aleación de aluminio tipo 206, dicha aleación cuenta con altas propiedades mecánicas y un eficiente desempeño a altas temperaturas, así como una buena resistencia a la tracción, comparadas con las de las aleaciones actualmente utilizadas por el sector automotriz.

Uno de los inconvenientes de las aleaciones de la serie 2XX es la alta proclividad a la ruptura en caliente (durante el proceso de solidificación), lo cual a generado agrietamientos dentro de la piezas vaciadas en pruebas de componentes automotrices como cabezas y monobolques y sistemas de análisis como Wedges y brazos de prueba de agrietamiento.

En un esfuerzo por reducir la tendencia a la ruptura se ha añadido a las aleaciones serie 2XX refinadores de grano con el fin de aumentar la nucleación en la aleación y disminuir esta tendencia. La generación y crecimiento de las grietas muestran una fuerte influencia en las propiedades del material, se analiza la microestructura para el análisis de orientación cristalográfica de los granos que atraviesa la grieta y de microestructuras sanas con y sin refinador de grano para encontrar las condiciones optimas de vaciado

El presente trabajo analiza la influencia de la orientación cristalográfica en materiales con solidificación direccionada y en componentes agrietados, encontrando

distribuciones aleatorias en los 13 componentes analizados. Es decir, no existe una correlación directa entre la orientación de granos y la ocurrencia de las grietas o la orientación cristalográfica y la velocidad de solidificación.

CAPÍTULO 1

INTRODUCCIÓN

El ramo de la investigación y el desarrollo de nuevos materiales ha propiciado la expansión de nuevas aleaciones de aluminio, la constante búsqueda de un menor consumo de combustible, diseños más eficientes y de alta calidad, que implican la resistencia a altas temperaturas y mejor resistencia tanto a la fatiga mecánica como térmica y la continua búsqueda de alternativas de fundiciones con mayor resistencia, se ha iniciado el desarrollo e investigación de nuevas aleaciones de aluminio para componentes de la industria automotriz.

Estos procesos tecnológicos ha puesto énfasis en la variación en la composición química de las aleaciones utilizadas en los vaciados de piezas tales como cabezas, pistones, monobloques y demás componentes estructurales que se fabrican mediante el proceso de vaciado.

La demanda existente por materiales más ligeros y más resistentes a altas temperaturas, ha propiciado la gran expansión de aleaciones de aluminio hacia nuevas aplicaciones como puede ser de nuevas alternativas en composición química, métodos de tratamiento térmico y procesos de vaciado. Con el fin de satisfacer estas demandas, distintas compañías y centros de investigación actualmente invierten en importantes programas de investigación y desarrollo.

La industria automotriz se caracteriza por utilizar generalmente aleaciones Al-Si como principal materia prima para la manufactura de sus productos. Estas aleaciones han sido la base de la fabricación de coladas de aluminio hasta esta época, con la evolución de nuevas aleaciones en las composiciones químicas para la mejora de propiedades generales del producto y la agilización de procesos de producción. En base a esto y para esta investigación, se ha desarrollado una aleación del tipo A206 con un contenido de cobre del 5%, con la cual se vaciaron piezas con forma de cuña en moldes de arena con una templadera metálica.

La aleación de aluminio del tipo A206 representa buena alternativa para la industria automotriz, ya que ésta presenta propiedades mecánicas excelentes a altas temperaturas, además de una buena respuesta al tratamiento térmico debido a su alto contenido de cobre.

De esta aleación, se obtuvieron probetas con diferentes velocidades de solidificación, las cuales se someten a un tratamiento térmico denominado T7. Este tratamiento consiste en la solución escalonada que comienza en 495°C durante 2 horas, posteriormente a 520 °C durante 2 horas y finalmente a 535 °C durante 12 horas, seguido de un enfriamiento en agua a 90 °C, luego se somete a un envejecido artificial 24 horas después de haber sido templadas a una temperatura de 235 °C durante 6 horas.

También se evalúa la respuesta de esta aleación en piezas de monbloques y cabezas, analizando el desarrollo de la estructura cristalina a diferentes perfiles de solidificación y realizando el análisis en zonas agrietadas.

Otra más de las aleaciones usadas fueron brazos de prueba de fractura, de donde se extrajeron las zonas de grieta con contracción. Así como piezas de manufactura para el cliente como cabezas y monobloques del mismo tipo de aleación con defectos metalúrgicos de agrietamiento en diversas zonas de la pieza.

Una manera de asegurar buenas propiedades mecánicas, además de la limpieza y rápida velocidad de solidificación, es asegurando un tamaño de grano fino. Esto se logró mediante la adición de inoculantes tales como Ti. En ocasiones no es suficiente la presencia de Ti en la aleación. Es necesario activar el proceso de refinación mediante la adición de alguna liga maestra rica en Ti. En el caso particular de este estudio se utilizó Master alloy 5Ti1B (adición de 0.015% de Ti) ya que cuenta con una rápida disolución y eficiencia para refinar el tamaño de grano de la aleación.

En este trabajo se caracteriza la orientación cristalográfica de este tipo de aleaciones. Este estudio es conocido comúnmente como análisis de microtextura, el cual se realiza mediante el barrido de la superficie del material, analizando la primera capa de átomos y la orientación cristalina que toma cada grano durante la solidificación del material, observando el desarrollo de ésta a diferentes variaciones de tiempo y condiciones de vaciado, desarrollando esta prueba con y sin elementos refinadores.

Para realizar el análisis de la generación del agrietamiento se propone analizar zonas con y sin defectos mediante el método de difracción de electrones retrodispersados, conocido en sus siglas en inglés por EBSD (Electron BackScatering Difracción), el cual consiste en el análisis de las

orientaciones cristalográficas de los granos adyacentes a los defectos y los libres de estos, dicho análisis es conocido también como descripción de texturas del material.

Esta técnica permite observar si el material está conformado por un tipo de textura específica, esto es que tenga una orientación aleatoria o preferencial de los cristales, que para estudios en materiales vaciados se encuentran generalmente texturas del tipo múltiple, en la cual coexisten varias orientaciones preferenciales.

El análisis de EBSD se concentra en el estudio de la orientación de los granos adyacentes a grietas generadas por la contracción del material características en este tipo de aleaciones, determinando si las condiciones de orientación entre granos provocan la falla del material.

La hipótesis planteada en este trabajo, es la de encontrar la textura preferencial del material en granos inmediatos a los defectos, dentro del análisis de las piezas automotrices, cabeza y monobloques. Y consolidarlo con las orientaciones encontradas en los vaciados tipo cuña a diferentes tiempos de solidificación. Pudiendo así posteriormente favorecer la formación de granos con ciertas orientaciones en planos y direcciones del material para evitar la formación de grietas. De igual manera se obtiene información para posteriores trabajos de investigación sobre textura en aluminios de reciente invención, como el 206 para aplicaciones de la industria automotriz.

Para el análisis de los resultados se utilizan los mapas de orientaciones tales como FDO (función de distribución de orientación), FP (figuras de polos), gráficos de distribuciones cristalinas en ángulos de Euler y fibras características de materiales FCC.

CAPÍTULO 2

ALEACIONES DE ALUMINIO

2.1 Introducción.

El aluminio (Al), es el elemento metálico más abundante en la corteza terrestre. Se encuentra normalmente en forma de silicato de aluminio (sillimanita, andalucita y cianita) puro o mezclado con otros metales como sodio, potasio, hierro, calcio o magnesio, pero nunca como metal libre. Además, los silicatos no son menos útiles, porque es extremadamente difícil, y por tanto muy caro, extraer el aluminio de ellas. La bauxita, un óxido de aluminio hidratado impuro descubierto en Les Baux, es la fuente comercial de aluminio y de sus compuestos. Su número atómico es el 13 y se encuentra en el grupo XIII y en el período 3 de la tabla periódica ^[1].

Sus compuestos naturales se usaban como astringentes y fijadores cáusticos desde el año 500 a.C. Uno de estos productos, al que los romanos

llamaban alumen, era un sulfato natural de aluminio y potasio. Alrededor del año 1200 d.C. se purificaron estas sales minerales a la forma de alumbre cristalizado, y en el siglo XVI se produjo el alumbre ($\text{Al}_2(\text{SO}_4)_3$), a partir de la arcilla. Durante muchos años, el aluminio no pudo ser separado por ningún método conocido de su aleación con otros compuestos.

El aluminio es un metal relativamente nuevo, ya que fue aislado a principios del siglo XIX. En 1782 el químico francés Lavoisier ya hablaba del óxido de un metal todavía desconocido. Esto fue retomado en 1807 por Sir Humphrey Davy, quien propuso inicialmente el nombre “aluminum” para este metal desconocido, pero más tarde decidió cambiarlo por “aluminium” por coherencia con la mayoría de los nombres de elementos, que utilizaban el sufijo -ium. De éste derivaron los nombres actuales en otros idiomas; sin embargo, en los Estados Unidos se popularizó el uso de la primera forma, actualmente también admitida por la IUPAC (The International Union of Pure and Applied Chemistry) ^[2].

El químico danés Hans Christian Oersted lo aisló por primera vez en 1825, pero sólo como polvo, por medio de un proceso químico que utilizaba una amalgama de potasio y cloruro de aluminio, aunque todavía existía una gran cantidad de impurezas en forma de mercurio. Entre 1827 y 1845, el químico alemán Friedrich Wöhler mejoró el proceso de Oersted utilizando potasio metálico y cloruro de aluminio y fue capaz de transformar el polvo en partículas, a partir de las cuales descubrió sus extraordinarias propiedades físicas y fue el primero en medir la densidad del aluminio y demostrar su ligereza ^[2].

En 1854, Henri Sainte-Claire Deville obtuvo aluminio de 96% a 97% de pureza en Francia reduciendo cloruro de aluminio con sodio. Dada la dificultad de producirlo masivamente, el aluminio era considerado un metal precioso. En 1856 se contempló el primer uso del aluminio en arquitectura, en la punta del

monumento a Washington. Ya que el aluminio era un metal máspreciado que el oro.

En 1886, Charles Martin Hall, en Estados Unidos, y Paul L. T. Héroult en Francia descubrieron por separado y casi simultáneamente que el óxido de aluminio o alúmina se disuelve en criolita fundida (Na_3AlF_6), pudiendo ser descompuesta electrolíticamente para obtener el metal fundido en bruto. En 1888, el químico alemán Karl Josef Bayer logró una patente alemana de un proceso mejorado para hacer la alúmina.

Como resultado de los descubrimientos de Hall-Héroult y de Bayer se hizo económicamente factible la producción de aluminio a gran escala por primera vez y se ofreció al mundo la posibilidad de trabajar con el elemento estructural más abundante y más versátil para el uso del hombre. El poder obtener masivamente aluminio posibilitó que este metal pasara de ser un metal de lujo al alcance de pocos a ser un metal común y familiar. El proceso Hall-Héroult sigue siendo el método principal para la producción comercial de aluminio, aunque en la actualidad se continúan estudiando nuevos métodos. La pureza del producto se ha incrementado hasta el 99,5 % de aluminio en los lingotes comerciales; más tarde puede ser refinado hasta un 99,99 %.

La extracción de aluminio a partir de su estado mineral y el tratamiento posterior a los productos terminados, da lugar a una serie de operaciones consecutivas. En general los diversos procesos se llevan a cabo en los diversos complejos industriales, un resumen de las etapas de la producción desde el mineral de bauxita hasta la producción de piezas vaciadas casting es mostrada en la figura 2.1.

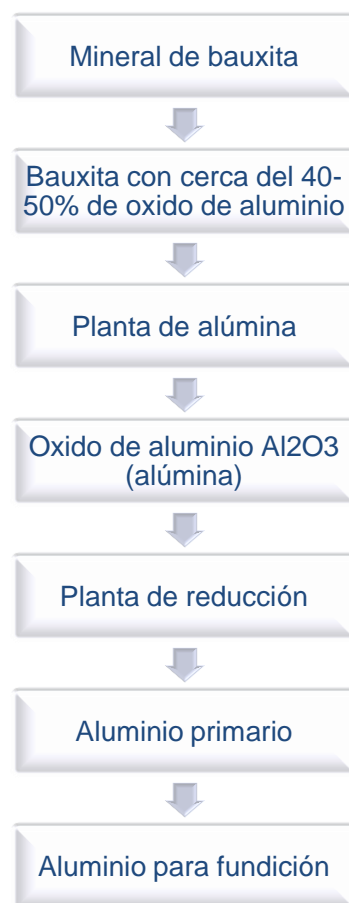


Figura 2.1. Ruta clásica para la producción de aluminio.

2.1.1 El aluminio y sus aleaciones

El aluminio y sus aleaciones se caracterizan por tener una baja densidad (2.7 g/cm^3 comparada con 7.9 g/cm^3 del acero), elevadas conductividades eléctrica y térmica y muy buena resistencia a la corrosión en algunos medios, incluyendo el atmosférico. Pueden trabajar con facilidad debido a su elevada ductilidad.

El aluminio tiene una estructura cúbica centrada en las caras (figura 2.2) y es dúctil incluso a temperatura ambiente. La principal limitación del aluminio es la baja temperatura de fusión (660°C), que restringe su campo de aplicación [3].

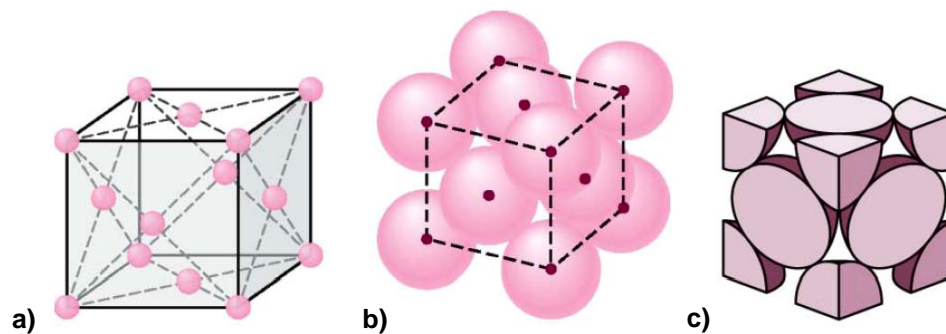


Figura 2.2. Estructura Atómica del aluminio CCC (cubica centrada en las caras) o por sus siglas en ingles: FCC (face cubic center) a) Posicionamiento de los átomos en la estructura, b) Empaquetamiento de los átomos en la celda cubica, c) unidad estructural fundamental ^[3].

La resistencia mecánica del aluminio se logra por deformación a bajas temperaturas y por adición de elementos, sin embargo ambos procesos disminuyen la resistencia a la corrosión. Los principales elementos de aleación de alta solubilidad en aluminio son cobre, magnesio, silicio y manganeso. En la Tabla 2.1.se muestra su porcentaje de solubilidad de estos elementos.

Tabla 2.1. Máxima solubilidad de los elementos en el aluminio.

Elemento	Máxima solubilidad en Aluminio (%)
Cromo	0.77
Cobre	5.65
Hierro	0.052
Litio	4.0
Magnesio	14.9
Manganeso	1.82
Níquel	0.05
Silicio	1.65
Titanio	1.0
Vanadio	0.5

Las aleaciones de aluminio tienen una importante interacción con sus elementos de aleación. Por esta razón las características microestructurales desarrolladas en su solidificación, el proceso de manufactura y los tratamientos térmicos a los cuales haya sido sometida determinan las propiedades mecánicas que pueda obtener el producto final en condiciones de operación. ^[4].

Algunas de las aplicaciones más comunes de las aleaciones de aluminio son: partes estructurales de los aviones, latas para bebidas refrescantes, partes de las carrocerías de autobuses y de automóviles (cabezas, monobloques, pistones y colectores de escape).

2.1.2 Propiedades del aluminio

El aluminio es un metal que reúne una serie de propiedades mecánicas excelentes dentro del grupo de los metales no ferrosos, de ahí su elevado uso en la fabricación de piezas automotrices.

Sin embargo las propiedades del aluminio también dependen de un conjunto de factores, de estos, el más importante es la existencia de aleantes. Con la excepción del aluminio de alta pureza, técnicamente se utilizan sólo aleaciones de aluminio que contienen otros elementos.

Las aleaciones de aluminio, se caracterizan principalmente por ser un ligeros. Su resistencia mecánica puede adaptarse a la aplicación que se desee modificando la composición de su aleación, y normalmente son muy resistentes a la corrosión. Los diferentes tipos de tratamiento de superficie pueden mejorar aún más esta propiedad, es un excelente conductor de calor y la electricidad y, en relación con su peso, es casi dos veces mejor conductor que el cobre, cuenta con una alta ductilidad y tiene una densidad y un punto de fusión bajos. En situación de vaciado, puede procesarse de diferentes maneras. Su ductilidad

permite que los productos de aluminio se fabriquen en una fase muy próxima al diseño final del producto, aparte de ser un material totalmente reciclable, sin merma de sus cualidades. La recuperación del aluminio al final de su vida útil requiere de poca energía. El proceso de reciclado consume sólo un cinco por ciento de la energía que fue necesaria para producir el metal inicial. En la tabla 2.2 se pueden observar algunas de las propiedades químicas del aluminio.

Tabla 2.2 Propiedades químicas ^[5].

Nombre	Aluminio
Número atómico	13
Valencia	3
Estado de oxidación	+3
Electronegatividad	1,5
Radio covalente (Å)	1,18
Radio iónico (Å)	0,50
Radio atómico (Å)	1,43
Configuración electrónica	[Ne]3s ² 3p ¹
Primer potencial de ionización (eV)	6,00
Masa atómica (g/mol)	26,9815
Densidad (g/ml)	2,70
Punto de ebullición (°C)	2450
Punto de fusión (°C)	660

2.1.3 Clasificación de Aleaciones de aluminio

El aluminio puro, es un material poco usado ya que sus propiedades mecánicas son muy bajas, pero estas se mejoran al realizar una amplia gama de aleaciones metálicas usadas posteriormente en una grandísima variedad de aplicaciones. En la Tabla 2.2, se muestra la clasificación de las aleaciones de aluminio.

Hoy en día se produce una extensa variedad de aleaciones de aluminio, para la identificación de cada una de estas, la Asociación del Aluminio (The Aluminum Association) en Estados Unidos desarrolló un sistema de designación para distinguir las aleaciones, (Tabla 3) así como para indicar que tratamiento (térmico o mecánico) se les ha aplicado.

Ya que este trabajo se enfoca en las aleaciones vaciadas de aluminio, solo se mencionará la clasificación para estas variantes.

Tabla 2.3. Clasificación de las designaciones de aluminio según su elemento aleante principal^[6].

Designación	Elemento aleante principal
1xx	Al 99%
2xx	Cu
3xx	Si +Cu o Mg
4xx	Si
5xx	Mg
6xx	Magnesio y silicio
7xx	Zn
8xx	Sn
9xx	Serie poco usual

En términos de composición química, “The Aluminium Association” presenta los grupos de aleación de la siguiente manera:

- **1xx.x** (99.0% de aluminio mínimo) Generalmente estas aleaciones tienen composiciones controladas que no llevan aleantes, con purezas del 99.00% de Al o superior. Tienen muchas aplicaciones, especialmente en el campo químico y eléctrico en las que destaca especialmente los rotores de motores eléctricos. En general esta aleación es usada en aplicaciones donde se requiera una alta conductividad eléctrica, aleaciones usadas para estas aplicaciones incluyen la 100.0 y 170.0.

- 2xx.x (Al-Cu) Esta aleación tiene contenidos del 4-8% de cobre, con algunos elementos de aleación. Son tratables térmicamente y pueden alcanzar alta resistencia y ductilidad, especialmente si se preparan a partir de un lingote que contenga menos de 0.15 % de hierro. El principal atributo de las aleaciones altas en cobre (7 a 8%) es su insensibilidad a las impurezas. Esta aleación es utilizada donde se requiera un alto esfuerzo a la cedencia y elongación moderada. Las aplicaciones de esta aleación incluyen: cabezas automotrices, pistones, engranes, carcasas de bombas. Las aleaciones usadas son la 201.0, A201.0, A206.0, 208.0 222.0, etc.
- 3xx.x (Al-Si-Mg), (Al-Si-Cu) o (Al-Si-Mg-Cu) De este tipo de aleaciones, las más ampliamente utilizadas son las que contiene silicio y cobre. En estas aleaciones el cobre proporciona resistencia y el silicio facilita el vaciado, reduciendo defectos en el material al ir solidificando; por lo tanto, las aleaciones con contenidos altos de silicio se utilizan para producir piezas de formas intrincadas. Cuando las aleaciones contienen más de 3 % en peso de cobre estas son tratables térmicamente, aunque normalmente estos tratamientos se realizan cuando la aleación contiene también magnesio, el cual mejora la respuesta al tratamiento. Las aleaciones de alto silicio (mayor al 10%) presentan baja expansión térmica y presentan algunas ventajas en operaciones a altas temperaturas. Cuando el contenido de silicio excede del 12 ó 13% (puede ser tan alto como el 22%), se presentan cristales primarios de silicio y si se encuentran apropiadamente distribuidos, imparten excelente resistencia al desgaste. En general este tipo de aleaciones presentan buena fluidez, resistencia a grietas en caliente, buena soldabilidad, bajos rechupes por solidificación, resistencia a corrosión y resistencia mecánica moderada. Las aplicaciones de esta aleación incluyen ornamentales, reflectores, partes de suspensión, pistones y

principalmente monoblocks y cabezas automotrices. Las aleaciones más comunes son las siguientes: 308.0, 319.0, A319.0, B319.0, 320.0, 332.0, 333.0, A333.0, A336.0, 354.0, 356.0.

- 4xx.x (Al-Si) Estas aleaciones no contienen cobre y son utilizadas donde se requiere buena resistencia a la corrosión y buenas características de vaciado. Las aleaciones con menos del 12% de silicio se denominan hipoeutécticas, las cercanas al 12% de silicio son eutécticas y aquellas que sobrepasan el 12% son llamadas hipereutécticas. En caso de que se requiera alta resistencia y dureza, la adición de magnesio provoca que estas aleaciones sean tratables térmicamente. Se han utilizado aleaciones con contenidos de silicio tan bajo como un 2%, pero normalmente este elemento se emplea en porcentajes de entre un 5 y un 13%; la resistencia y ductilidad de estas aleaciones, especialmente aquellas con alto silicio, se mejoran sustancialmente mediante la modificación del fase eutéctica aluminio-silicio. En general este tipo de aleaciones son de uso general, teniendo buenas características para vaciar en grandes cantidades, piezas con partes intrincadas de secciones delgadas. Se presentan buenas propiedades mecánicas además de una excelente resistencia a la corrosión y muy buena soldabilidad. Las aplicaciones de esta aleación son: utensilios de cocina, aplicaciones marinas, ornamentales, propelas, defensas, etc.
- 5xx.x (Al-Mg) En este tipo de aleaciones el magnesio es el elemento aleante principal; son esencialmente aleaciones binarias de una sola fase con resistencia entre moderada y alta, lo mismo que su tenacidad. La principal ventaja de estas aleaciones es su alta resistencia a la corrosión, especialmente en ambientes marinos, algunas de las aleaciones usadas en ambientes corrosivos son las siguientes: 512.0, 513.0, 514.0 y 535.0. Para la alta resistencia a la corrosión se requiere un bajo contenido de impurezas, por lo cual estas aleaciones se deben de preparar con metal

de alta calidad. Estas aleaciones son adecuadas para ensambles soldados y son frecuentemente utilizadas para acabados arquitectónicos, en la construcción. En general este tipo de aleaciones posee buena maquinabilidad, de apariencia atractiva cuando se anodizan; pero la baja característica de vaciado y la tendencia del magnesio a oxidarse, aumenta la dificultad de manejo y por lo tanto su costo.

- 7xx.x (Al-Zn) Generalmente el contenido de cinc se encuentra en mayor proporción de los elementos aleantes, pero también tiene contenidos de cobre, magnesio, cromo o combinaciones de éstos. Este tipo de aleaciones envejecidas en forma natural, alcanza su máxima resistencia a temperatura ambiente después de los 20-30 días de ser vaciadas. En este tipo de aleaciones no requiere una temperatura demasiado alta de solubilizado y un temple drástico para obtener propiedades óptimas, sin embargo puede ocurrir micro-segregación de las fases Mg-Zn, lo cual se contrapone a la regla de que a mayor rapidez de solidificación se obtienen mayores propiedades en la condición de vaciado. En la condición de vaciado estas aleaciones presentan propiedades en tensión entre moderadas y buenas. Con tratamiento de envejecido se obtiene buena estabilidad dimensional de la pieza de trabajo; poseen buena maquinabilidad, buena resistencia a la corrosión generalizada, pero no son recomendables para servicio a altas temperaturas porque se provoca un sobre-envejecimiento, el cual causa ablandamiento. Entre las aleaciones comerciales se encuentran las siguientes: 710.0, 711.0, 712.0, 771.0 y 772.0 .
- 8xx.x (Al-Sn) Este tipo de aleaciones presentan un contenido de estaño de 6%, generalmente se utilizan para la fabricación de bujes y chumaceras, debido a la lubricación impartida por el estaño. Estas aleaciones fueron desarrolladas para satisfacer las demandas de los equipos que requieren bujes, en donde la capacidad de carga, la

resistencia a la fatiga y la resistencia a la corrosión sea alta (corrosión provocada por los aceites lubricantes en motores de combustión interna). Los bujes fabricados con estas aleaciones son superiores en lo general a los contruidos con la mayoría de los aceros. Las aleaciones más usadas son las siguientes 850.0, 851.0, 852.0, 853.0

2.1.4 Efecto de los elementos de aleación.

La utilidad del aluminio se debe a la desarrollo de sus propiedades químicas físicas y mecánicas, las cuales se obtienen mediante los elementos de aleación. Algunos elementos no son necesariamente deseados en la fundición, el efecto de las impurezas ejercen un ataque a veces nocivo sobre las propiedades de la aleación.

Los elementos más comúnmente usados en las aleaciones vaciadas de aluminio son: silicio, cobre, manganeso, magnesio, hierro (generalmente como impureza), titanio y estroncio^[7].

Silicio. Adiciones de este elemento incrementan la fluidez de la aleación en el molde. En procesos de gravedad en molde semi-permanente y de baja y alta presión, se usan moldes metálicos usualmente refrigerados con agua. Las temperaturas de los moldes hacen difícil vaciar aluminio puro, el silicio incrementa significativamente la fluidez haciendo posible el proceso de moldeo. Otro beneficio es el incremento en propiedades mecánicas tanto estáticas como dinámicas. Contenidos de silicio por encima del punto eutéctico (11 % en peso), hacen difícil su maquinado por la dureza de las fases resultantes.

Cobre. Se usa para incrementar las propiedades mecánicas del aluminio. Contenidos entre 4 y 7 % en peso son comunes para la manufactura de componentes para aplicaciones de alta temperatura de operación. Sin embargo, la tendencia al agrietamiento en caliente es un efecto contraproducente, ya que

el rango de solidificación se amplía significativamente. En medios salinos la presencia del cobre resulta en una degradación en la resistencia a la corrosión.

Magnesio. Este elemento químico se usa para incrementar la dureza del aluminio. En cantidades excesivas incrementa el número de óxidos generados durante el proceso de moldeo. En conjunto con el silicio forma las fases endurecedoras en aleaciones Al-Si donde el contenido de Cu es menor al 0.5 % en peso.

Hierro. La presencia de Fe en las aleaciones de aluminio es generalmente considerado como impureza. Contenidos mayores al 0.8 % en peso para los procesos de vaciado de gravedad y baja presión resultan en cantidades excesivas de porosidad que pueden provocar una caída significativa en propiedades mecánicas. Esto debido a la formación de la fase beta. Por otro lado, para el proceso de moldeo de alta presión, contenidos de hierro mayores al 1 % en peso son recomendables para evitar el desgaste prematuro de moldes de aleaciones ferrosas.

Manganeso. Este elemento se adiciona a las aleaciones vaciadas de aluminio para estabilizar la fase alfa de hierro. Este intermetálico, a diferencia de la fase beta no incrementa la porosidad de las aleaciones de aluminio (principalmente Al-Si) o afecta de manera negativa las propiedades mecánicas de las aleaciones de aluminio. Se recomienda mantener una relación Mn:Fe mayor al 0.6 para piezas vaciadas con aleaciones de la serie 3XX.

Titanio. Boruros de titanio son usados para refinar el tamaño de grano de las aleaciones de aluminio. Estos sirven como puntos de nucleación para el aluminio durante el proceso de solidificación.

Estroncio. Este elemento se adiciona a las aleaciones Al-Si para modificar la morfología del eutéctico. Esto tiene el propósito de mejorar la calidad de las

piezas vaciadas de aluminio mediante la mejora de la alimentación interdendrítica de la microestructura.

2.1.5 Solidificación de las aleaciones de Aluminio

Todos los productos de composición metálica, son originados desde el estado líquido al sólido después del proceso de fusión adecuado, posteriormente es vaciado en moldes o formado mediante el proceso de colada continua. El conformado de las piezas requiere una la composición química adecuada y las variables definidas del proceso para alcanzar las propiedades deseadas derivadas de un desarrollo del los cristales en el metal líquido adecuado. El aluminio puro pierde su estructura cristalina cuando se calienta por arriba de su temperatura de fusión (660°C). Los átomos están en completo desarreglo en el estado líquido, pero si son enfriados a temperatura de solidificación, otra vez toman su posición en la red cristalina.

Algunos defectos frecuentes de la etapa de fusión y solidificación son, porosidades, microgrietas, inclusiones no metálicas, segregación de elementos de aleación, formas de granos muy heterogéneas, (por ejemplo: granos muy alargados y granos pequeños) y rechupes (huecos debidos a la contracción del metal líquido al solidificarse y que no han sido llenados por metal líquido) ^[8]. Aunque en el estado líquido los átomos no tienen una distribución ordenada definida, puede ocurrir que, en un instante cualquiera, algunos de ellos se agrupen ocupando posiciones muy similares a las que les corresponde en la red espacial que se forma al solidificar el líquido, como se muestra en la figura 2.3.

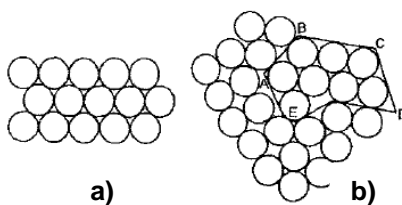


Figura 2.3. Representación de una estructura a) sólida y b) de un líquido. El área ABCDE presenta la misma ordenación en el líquido y en el cristal ^[9].

Estos conglomerados atómicos no son permanentes sino que se forman y destruyen rápidamente, su duración depende de la temperatura del medio y de su tamaño, de tal modo que cuando mayor es la temperatura, mayor es la energía cinética de los átomos y más corta la vida de los grupos. Los conglomerados pequeños son muy inestables, porque están formados por un número pequeño de átomos y menor de uno de ellos puede ocasionar su destrucción. A medida que disminuye la temperatura del líquido, los átomos pierden libertad de movimiento, lo que da lugar a un aumento en la vida del conglomerado, coexistiendo al mismo tiempo un número mayor de ellos. Este aumento en la vida del conglomerado está acompañado de un aumento gradual de su tamaño, cuando una partícula alcanza un tamaño crítico, será considerada un núcleo, a partir del cual crecerán los cristales metálicos.

La velocidad de solidificación depende de la tasa de extracción de calor, de la fuerza impulsora (ganancia de ΔG (energía libre de Gibbs) para nuclear y del crecimiento de los cristales, que a su vez son función del grado de subenfriamiento, (ΔT).

Una estructura de grano fino proporciona ventajas técnicas y económicas porque se mejoran las propiedades mecánicas, aumenta la velocidad de vaciado, se reduce las fracturas en los lingotes y se mejoran las características de deformación metálica. El método más efectivo para el control del tamaño de grano consiste en la nucleación heterogénea la cual surge de la adición al metal líquido partículas que nuclean nuevos cristales durante el proceso de solidificación, la manera más común de hacerlo es con la adición de aleaciones maestras de Al-Ti o Al-B, las cuales se emplean durante el desarrollo de los ejemplares a analizar, se realizará el análisis en muestras con y sin refinador, una alternativa es el Tibor®

Dentro del fenómeno de solidificación, se comprende dos fenómenos básicos de nucleación y crecimiento (figura 4, representación de solidificación del aluminio):

- **Nucleación homogénea**, en este proceso la nueva fase sólida se forma uniformemente en todo el volumen de la fase líquida madre.
- **Nucleación heterogénea**, en este proceso la nueva fase sólida no se forma en toda la fase madre, sino que busca sitios preferenciales para solidificar.

El proceso de solidificación es determinante para la calidad del producto final, ya que si la pieza llega a quedar con algún defecto de fundición, es muy difícil y riesgoso efectuar las correcciones.

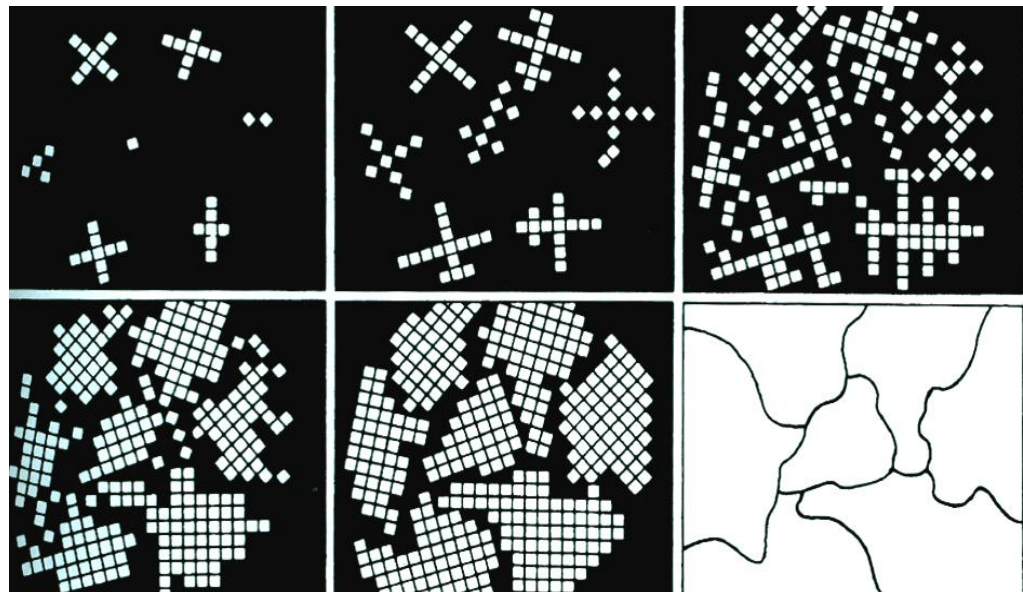


Figura 2.4. Representación de la solidificación de un aluminio de alta pureza, donde se muestra esquemáticamente la nucleación y crecimiento de los granos, durante la solidificación. El área negra corresponde al aluminio líquido, los cuadros blancos corresponden a una celda [10].

2.1.6 Aleaciones de aluminio en fabricación de componentes de motores de combustión interna

Los nuevos diseños de los motores de combustión interna o de explosión son mejorados día a día por las armadoras automotrices. Estas mejoras se basan esencialmente en la resistencia a altas temperaturas, así como en la fabricación de componentes con geometrías cada vez más compactas por lo tanto de mayor complejidad. Todas estas estrategias están enfocadas hacia la reducción del peso del motor y las emisiones al medio ambiente ^[11].

Las cabezas de cilindro son el componente del motor que define la potencia del mismo. Las aleaciones comúnmente usadas para este fin son las de la familia de la serie 3XX. Específicamente las aleaciones tipo 319 (AlSi7Cu3) y 356 (AlSi7Mg).

De manera general las aleaciones tipo 319 son usadas en cabezas para motores cuyas exigencias son relativamente bajas: Esfuerzo Último a la Tensión (EUT o UTS por sus siglas en inglés) en el orden de 200 MPa; Esfuerzo a la cedencia de 130 MPa y una elongación total de 1 %.

Las aleaciones tipo 319 pueden ser tratadas térmicamente para incrementar sus propiedades mecánicas: EUT cercano a 320 MPa; EC aproximado de 270 MPa y una elongación del 2%. Las aplicaciones de esta aleación tratada térmicamente son para motores turbo cargados. Las aleaciones tipo 319 se caracterizan también por tener buena resistencia mecánica a altas temperaturas (en el rango de 2000°C-250°C)

Por otro lado, las aleaciones tipo 356 son usadas para aplicaciones donde un compromiso de altas propiedades mecánicas junto con superior conductividad térmica son necesarias. La conductividad térmica de estas aleaciones puede alcanzar 190 W m/K, comparadas con 110 W m/K de las

aleaciones 319-F. Debido a que la elongación de estas aleaciones es cercana al 5%, es imperativo tratarlas térmicamente. Ya que de lo contrario, el maquinado sería extremadamente difícil. Existen variantes de esta aleación como la AlSi7Cu0.5Mg. Esta se caracteriza por tener propiedades mecánicas superiores a temperaturas entre 200° y 250° C.

En este trabajo de investigación se estudia una aleación de la familia 2xx. Las aleaciones Al-Cu se caracterizan por tener las mejores propiedades mecánicas a temperaturas superiores a los 200 C. Sin embargo su mayor limitante es la propensión al agrietamiento por contracción. El lanzamiento más reciente en aleaciones para la fundición de la industria automotriz es la mezcla tipo B206 AlCu5Mg, la cual cumple con el perfil adecuado para soportar las exigencias tecnológicas y satisfacción del cliente.

2.1.6.1 Conceptos básicos del motor de combustión interna

Un motor de combustión interna se basa esencialmente en la mezcla de aire con combustible vaporizado, dichos componentes entran en ignición por medio de una chispa eléctrica inducida por la bujía, confinados en un espacio denominado cámara de combustión. La expansión de los gases causada por el calor de la combustión impulsa a un pistón o a un rotor. El combustible que consumen los motores de encendido por chispa es la gasolina, pero a veces también gases licuados a presión. La figura 2.5 muestra el funcionamiento del motor a cuatro tiempos:

1er tiempo: Admisión. Se abre la válvula de admisión, el pistón baja y el cilindro se llena de aire mezclado con combustible.

2do tiempo: Compresión. Se cierra la válvula de admisión, el pistón sube y comprime la mezcla de aire/gasolina.

3er tiempo: Expansión. Se enciende la mezcla comprimida y el calor generado por la combustión expande los gases que ejercen presión sobre el pistón.

4to tiempo: Escape. Se abre la válvula de escape, el pistón se desplaza hacia el punto muerto superior, expulsando los gases quemados.

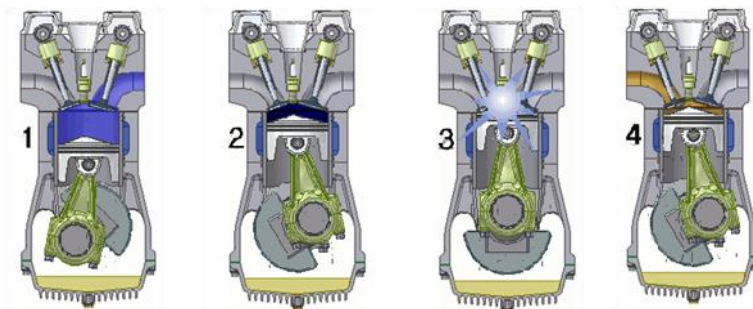


Figura 2.5. Tiempos del motor de combustión interna ^[12].

Las demandas del motor de combustión interna hacen que las aleaciones aluminio sean una alternativa ideal para la fabricación tanto de cabezas como de monobloques de cilindro. Ya que estas aleaciones son ligeras, tienen altas propiedades mecánicas y buena conductividad térmica.

2.1.7 Tratamientos térmicos de las aleaciones de aluminio

Mediante los tratamientos térmicos se pueden modificar las propiedades de los metales, alterando su estructura se puede cumplir con las demandas de propiedades físicas del componente ^[13].

El tratamiento térmico del aluminio y sus aleaciones consiste en calentar el material a una temperatura determinada, mantenerlo a esa temperatura durante un cierto tiempo hasta que se forme la estructura deseada y luego

enfriarlo a la velocidad conveniente. Los factores temperatura-tiempo deben ser muy bien estudiados dependiendo del material, tamaño y forma de la pieza.

Con el tratamiento se consigue modificar microscópicamente la estructura interna del material, produciéndose transformaciones de tipo físico, cambios de composición y propiedades permitiendo conseguir los siguientes objetivos:

- Estructura de mejor dureza y maquinabilidad.
- Eliminar tensiones internas y evitar deformaciones después del mecanizado.
- Estructura más homogénea.
- Máxima dureza y resistencia posible.
- Variar algunas de las propiedades físicas.

Con el tratamiento térmico adecuado se pueden reducir los esfuerzos internos o residuales, el tamaño del grano, incrementar la tenacidad o producir una superficie dura con un interior dúctil.

La clave de los tratamientos térmicos consiste en las reacciones que se producen en el material y ocurren durante el proceso de calentamiento y enfriamiento de las piezas, con unas pautas o tiempos establecido. Para conocer a que temperatura debe elevarse el metal para que se reciba un tratamiento térmico es recomendable contar con los diagramas de fases del aluminio en donde se especifican las temperaturas en las que suceden los cambios de fase (cambios de estructura cristalina), dependiendo de los elementos de aleación diluidos. Existen variantes del estado T, a estas variantes se les añaden a la T dos dígitos. Estos dos dígitos son específicos para cada producto y se usan para estado de alivio de tensiones en productos fabricados mediante el proceso de trabajado (Tabla 2.4).

Tabla 2.4. Subdivisiones del tratamiento básico T ^[14].

T	Denomina a materiales que han sido endurecidos por tratamiento térmico con o sin endurecimiento por deformación posterior. Las designaciones de W y T sólo se aplican a aleaciones de aluminio ya de trabajado o de fundición que sea termo tratables.
T1	Enfriado desde un proceso de fabricación realizado a una elevada temperatura y envejecido de forma natural
T2	Enfriado desde un proceso de fabricación realizado a una alta temperatura, trabajado en frío y envejecido de forma natural
T3	Solución tratada térmicamente, trabajada en frío y envejecida a $T_{ambú}$ hasta alcanzar una condición estable.
T4	Solución tratada térmicamente y envejecida a $T_{ambú}$ hasta alcanzar una condición estable. Es un tratamiento similar a T3 pero sin el trabajo en frío.
T5	Enfriado desde un proceso de fabricación a alta temperatura y envejecida artificialmente
T6	Solución tratada térmicamente y envejecida artificialmente. Son designados de esta forma los productos que después de un proceso de conformado a alta temperatura (moldeo o extrusión) no son endurecidos en frío sino que sufren un envejecimiento artificial.
T7	Solución tratada térmicamente y sobre envejecida para su completa estabilización.
T8	Térmicamente tratada por disolución, trabajada en frío y envejecida artificialmente.
T9	Solución tratada térmicamente, envejecida artificialmente y trabajada en frío.
T10	Enfriado desde un proceso de fabricación realizado a una elevada temperatura, trabajado en frío y envejecido artificialmente hasta una condición sustancialmente estable.

El endurecimiento, se lleva mediante la precipitación de intermetálicos de cobre, para que esta ocurra es necesario incrementar el grado de sobresaturación y posteriormente, el decremento de la temperatura. La

velocidad de la precipitación también depende en la movilidad de los átomos, la cual se reduce si la temperatura baja.

El tratamiento de solución se logra al calentar productos trabajados o vaciados hasta una temperatura específica para cada aleación, posteriormente mantener esa temperatura por el tiempo suficiente para que se permita a los constituyentes entrar en solución sólida y, finalmente, enfriar lo suficientemente rápido para mantener los constituyentes en solución. Esta temperatura puede ir desde 500 hasta 540°C dependiendo de la composición química de la aleación.

La solución sólida formada a una alta temperatura queda retenida en un estado sobresaturado si se enfría con una velocidad suficientemente alta para así minimizar la precipitación de los átomos de soluto en forma de partículas grandes e incoherentes. Una precipitación controlada de partículas finas a temperaturas elevadas o a temperatura ambiente después del temple se aplica para incrementar las propiedades mecánicas de aleaciones térmicamente tratables.

Consecutivamente se efectúa el temple, que consta de el enfriamiento brusco es la etapa más importante del proceso de endurecimiento por tratamiento térmico. Su objetivo principal es el de retener los átomos de soluto en solución sólida (la cual se forma durante el tratamiento de solución) mediante un enfriamiento rápido hasta una temperatura que frecuentemente está cercana a la temperatura ambiente. Típicamente la rapidez de solidificación es entre 40 y 200°C/min, dependiendo del medio de temple.

Este proceso no solamente se lleva a cabo para obtener una solución sólida sobresaturada, sino que también se pretende obtener cierta densidad de vacancias que favorezca la difusión a bajas temperatura, la cual se requerirá durante la etapa de envejecimiento.

Para evitar que durante el temple se lleve a cabo precipitación, deben de tomarse en cuenta dos factores, el primero es que no transcurra mucho tiempo en el proceso de llevar la pieza que se encuentra en solución hacia el enfriamiento brusco, para no dar tiempo a que la temperatura llegue a un intervalo donde exista precipitación. El segundo factor es el de utilizar una velocidad de enfriamiento lo suficientemente alta para no dar tiempo a la precipitación. Para esto se puede usar agua fría como medio de temple, ya que es uno de los medios más severos para la extracción de calor, pero existe un factor que debe tomarse en cuenta al usar un enfriamiento tan severo, ya que un enfriamiento en agua fría puede generar esfuerzos residuales, problemas de distorsión y grietas. Debido a esto se utiliza un medio de extracción de calor menos severo pero muy efectivo que es el agua caliente (entre 65°C y ebullición) o aire a presión.

Algunas de las aleaciones presentan cambio en sus propiedades después del temple, para esto es necesario realizar un envejecido natural y empieza inmediatamente después del temple o después de un periodo de incubación. Las velocidades de envejecido varían de una aleación a otra, así que un acercamiento a una condición estable quizá requiera de solo unos días o hasta varios años.

La precipitación puede ser acelerada en estas aleaciones y su resistencia puede más adelante ser incrementada, calentando por encima de la temperatura ambiente. Esta operación se conoce como envejecido artificial o tratamiento térmico de precipitación.

2.2 Aleaciones Al-Cu

La familia de aleaciones 2XX son unas de las aleaciones de mayor resistencia disponibles en la actualidad para la producción de fundiciones de aluminio. Este tipo de aleaciones se caracterizan por su resistencia a altas

temperaturas, y alta ductilidad, a diferencia de otras aleaciones de su tipo como la 201 (4.6Cu-0.3Mg-0.6Ag), que por sus altos costos de producción es prácticamente no usada ^[15].

La aleación 206 fue desarrollada en la década de 1970 como una alternativa a la aleación 201 para mantener la buena ductilidad. Las aleaciones del tipo 206 ofrecen altas propiedades mecánicas y producciones de bajo costo, en la actualidad se emplea principalmente en la industria aeroespacial y militar en donde se requieren altos valores de resistencia a la tracción y buenas propiedades de impacto, en general componentes de muy alta calidad. También se utilizan para una variedad de piezas de fundición estructurales como remolques, camiones, carcasas y cada vez más en los componentes internos y estructurales del automóvil ^[15]. Las variantes de la aleación actualmente registradas en la asociación de aluminio se muestran en la Tabla 2.5.

Tabla 2.5. Variaciones de las aleaciones de aluminio 206 ^[16].

Aleación	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ti	Zn	Otros
206.0	0.10	0.15	4.2-5.0	0.20-0.50	0.15-0.35	0.15-0.30	0.10	0.15
206.2	0.10	0.10	4.2-5.0	0.20-0.50	0.20-0.35	0.15-0.25	0.05	0.15
A206.0	0.05	0.10	4.2-5.0	0.20-0.50	0.15-0.35	0.15-0.30	0.10	0.15
A206.2	0.05	0.07	4.2-5.0	0.20-0.50	0.20-0.35	0.15-0.25	0.05	0.15
B206.0	0.05	0.10	4.2-5.0	0.20-0.50	0.15-0.35	0.10	0.10	0.15
B206.2	0.05	0.07	4.2-5.0	0.20-0.50	0.20-0.35	0.05	0.05	0.15

Por sus altas propiedades mecánicas, las aleaciones de la serie 2xx se usan donde se requiere una alta resistencia al daño por uso rudo. Estas aleaciones se usan para piezas estructurales vaciadas en las industrias automotriz y aeroespacial, donde se requiere de altos esfuerzos últimos a la tensión altas resistencias a la cedencia y elongaciones relativamente bajas.

La resistencia a la cedencia de estas aleaciones, así como la tenacidad de las mismas es aproximadamente dos veces de las encontradas para

aleaciones como la 356. Otras aplicaciones para estas aleaciones, debida a su alta tenacidad son carcasas de engranes y soportes de resortes para vehículos pesados.

2.2.1 Propiedades de las aleaciones AlCu5Mg

La aleación tipo 206 tiene excelentes propiedades mecánicas y resistencia a altas temperaturas (Tabla 2.6) y se utiliza actualmente para las industrias automotriz y aeroespacial. Sin embargo, es ampliamente reconocido como difícil de vaciar, principalmente debido a su susceptibilidad al agrietamiento en caliente.

Tabla 2.6. Propiedades Mecánicas ^[17].

Propiedades		Condiciones	
		T(°C)	Tratamiento
Densidad (x1000Kg/m ³)	2.6-2.8	25	
Relación de Poisson	0.33	25	
Módulo elástico (GPa)	70-80	25	
Resistencia a la tensión (MPa)	435		
Esfuerzo último (MPa)	345		
Elongación (%)	11.7	25	T7

Su maquinabilidad se considera como excelente por su alto contenido de cobre. Es posible soldar esta aleación con los procedimientos adecuados. Es común reparar piezas para la fabricación de motores de combustión interna para corregir defectos funcionales.

Tradicionalmente la resistencia a la corrosión de estas aleaciones es considerada como aceptable. Sin embargo no se recomienda usar en medios salinos por el grado severo de ataque que puede experimentar.

2.2.2 Mecanismos de agrietamiento debido al proceso de solidificación

El agrietamiento en caliente de las aleaciones de aluminio se manifiesta en forma de fracturas detectadas a simple vista, o por medio de inspecciones de calidad, ya sea en la superficie o dentro de las piezas vaciadas. Este proceso consiste normalmente en la formación de una grieta principal y varias grietas secundarias siguiendo trayectorias intergranulares.

Los fenómenos que afectan el agrietamiento en caliente son: flujo de extracción de calor, flujo del metal líquido y flujo másico ^[18]. Las variables asociadas a estos fenómenos son: la composición de la aleación, propiedades del molde, diseño de la pieza vaciada y los parámetros de proceso ^[19]. El refinamiento del tamaño de grano y un control preciso del proceso de vaciado (solidificación) mitigan y limitan el agrietamiento en caliente ^{[18][20]}.

En general, los investigadores que han trabajado en este tema coinciden en que el agrietamiento en caliente se debe a la contracción y a la deformación térmica originada por la solidificación de la aleación. Sin embargo, aun no es claro si los esfuerzos y deformaciones debidas a efectos térmicos, o la velocidad de deformación son es el factor dominante que determina la propensidad de la aleación al agrietamiento en caliente.

2.2.3 Formación del agrietamiento en caliente.

Este fenómeno ha sido investigado desde los años 1930s en las aleaciones de aluminio. Verö ^[21] demostró que el agrietamiento se debe a la

concentración de esfuerzos de contracción de los cristales de aluminio durante el proceso de solidificación.

En las etapas tempranas de la solidificación, la red interconectada de dichos cristales aun no se forma, por lo tanto las grietas en caliente no se observan. Sin embargo, al crecer estos cristales y entrar en contacto unos con otros, forman la red interconectada (red dendrítica si la composición de la aleación es la adecuada). Al avanzar el proceso de solidificación, la aleación se contrae.

El molde restringe esta contracción produciendo esfuerzos que provocan el agrietamiento en caliente o por contracción. Sin embargo, también describe que si suficiente líquido está disponible, las grietas generadas pueden alimentar las grietas y sanar el defecto.

Pumphrey et al. ^[22] propusieron que el agrietamiento en caliente puede ser el resultado de los esfuerzos mencionados anteriormente pero que mientras existiera líquido remanente las grietas ocurrirían de cualquier manera. Concluyen que la presencia de este líquido provoca un rango de temperatura frágil entre la temperatura de coherencia dendrítica y la temperatura de sólidos. En este rango la aleación posee poca ductilidad y es propenso al agrietamiento en caliente.

Pellini et al ^[23] observaron que las grietas se originaban a temperaturas por encima del sólido. En este rango observaron una capa delgada de líquido remanente sobre las dendritas sólidas. Concluyó que este líquido promovía las grietas en caliente, sin embargo la razón principal del agrietamiento era determinada por factores mecánicos relacionados a la rapidez de deformación (originada por el proceso de solidificación).

Recientemente, Davidson^[24] determinó que para las aleaciones Al-Cu el agrietamiento en caliente comenzaba a cargas muy bajas a temperaturas en las cuales la aleación se encontraba entre el 93 y 96% sólida. Sigworth^[18] sugiere que las deformaciones provocadas por el líquido a lo que llamo fragilización por metal líquido. Por otro lado Rosenberg^[19] propone que el agrietamiento en caliente se deba a una falta de alimentación de líquido hacia el sólido. Mientras que existiera suficiente líquido las grietas en caliente no existirían.

Clyne^[25], estudiando el tiempo de solidificación de algunas aleaciones de aluminio en la zona semisólida, determinó que el agrietamiento en caliente se debe a tensión uniaxial durante el proceso de solidificación. Observo que los granos no eran capaces de moverse libremente ocasionando el defecto. En general se puede resumir que las grietas en caliente se deben a las combinaciones de ambos modelos: metalúrgicos y termo mecánicos ^[26].

2.2.4 Variables del agrietamiento en caliente.

Composición química de la aleación

En aleaciones Al-Si Verö^[21] observó que la tendencia al agrietamiento en caliente aumentaba al subir de 0 a 1.9% de silicio. Sin embargo al aumentar aún más el contenido de Si, este efecto desaparecía. Rosenberg and Flemings et al^[27] estudiaron los sistemas de aleaciones Al-Mg, Al-Sn, Al-Cu, Mg-Al y Mg-Zn.

Observaron que con pequeños contenidos del soluto la resistencia al agrietamiento en caliente disminuía gradualmente. Sin embargo, diferentes elementos afectaban este agrietamiento de diferentes maneras, algunas más dramáticas que otras, por ejemplo al agregar Ti se reducía el agrietamiento, mientras que al agregar Cu no se observaba un efecto significativo.

En las aleaciones Al-Cu, al incrementar el contenido de Cu incrementa el rango de solidificación. Se ha establecido una correlación entre el agrietamiento en caliente y la composición de la aleación como se muestra en la figura 2.6 ^[28].

Varios estudios han demostrado la importancia de la cantidad de eutéctico en el agrietamiento en caliente en las aleaciones Al-Si y Al-Cu ^{[21][27]}. Todos demostraron que el agrietamiento en caliente estaba fuertemente relacionado a la cantidad de eutéctico presente en las etapas posteriores de la solidificación.

La presencia de una cantidad pequeña de líquido eutéctico aumentaba la tendencia de agrietamiento en caliente de las aleaciones estudiadas. Sin embargo, al pasar de cierto valor, la tendencia al agrietamiento en caliente disminuía cuando la cantidad de eutéctico se incrementaba ^[21].

Cuando las cantidades de elementos aleantes presentes en el aluminio puro son suficientes, de tal manera que el eutéctico presente es mayor que el necesario para rodear completamente los granos primarios de una capa delgada, la resistencia al agrietamiento en caliente disminuye con una mayor alimentación ^[31].

Spittle and Cushway estudiaron aleaciones de la familia Al-Cu con contenidos de Cu hasta de un 15% ^[26]. Ellos observaron la presencia de grietas solo para contenidos menores a 7%. El agrietamiento dependía del tamaño de grano y la temperatura de vaciado de las muestras analizadas.

2.2.5 Efecto del tamaño y morfología de grano sobre la tendencia al agrietamiento en caliente.

Los efectos del tamaño de grano han sido estudiados ampliamente [20][27][33][34]. La mayoría de los resultados muestran que la refinación del tamaño de grano mejora la resistencia en caliente.

Esto se debe a que las deformaciones locales en la microestructura se reacomodan evitando la concentración de los mismos y por ende evitando el agrietamiento durante la solidificación. Los mejores resultados se obtienen al promover la formación de pequeños granos equiaxiales.

Easton et al. proponen tres mecanismos diferentes sobre la influencia del tamaño de grano sobre la propensión al agrietamiento por contracción [34]

1. El refinamiento de grano cambia la morfología de columnar a equiaxial. Como resultado la permeabilidad cambia del espaciamiento dendrítico secundario al tamaño de grano.
2. Al refinar el tamaño de grano se extiende la región donde la alimentación de líquido ocurre durante el proceso de solidificación.
3. Se cambia la presión capilar.

Matsuda et al.^[35], Clyne y Davies^[25], y Pumphrey^[31] observaron que las adiciones de Ti-B en efecto sirven para la refinación de grano y por ende disminuyen la tendencia al agrietamiento en caliente.

2.2.6 Parámetros de Proceso: Temperatura de vaciado y del molde.

Pumphrey et al^[31] estudiaron seis aleaciones binarias de aluminio. Observaron que la temperatura de vaciado tiene un efecto directo sobre la ocurrencia de grietas: a mayor temperatura de vaciado, más grietas fueron detectadas.

Se considera que la temperatura de molde afecta la tendencia al agrietamiento mediante la modificación de la velocidad de enfriamiento. A menor temperatura de molde se espera ver un aumento en el número de grietas por contracción, para aleaciones de aluminio de la serie 2xx. Por otro lado se ha encontrado que velocidades altas de enfriamiento, con el tamaño de grano adecuado no sólo eliminan a las grietas por contracción, sino aumenta las propiedades físicas de la pieza vaciada.

Zhen^[36] et al. estudiaron los efectos de la temperatura de molde en el rango de 250 a 500 °C y observaron un efecto similar al mencionado anteriormente. Esto se debe a la combinación de tamaño de grano y la temperatura de molde.

2.2.7 Refinadores de las aleaciones de aluminio

El refinamiento de grano en aleaciones aluminio ha sido usado comercialmente desde principios de este siglo, y este ha sido la principal característica en el control de calidad de los productos manufacturados de aleaciones de aluminio (figura 2.6).

El incremento de resistencia de grietas en caliente, la homogeneidad y las características microestructurales para mejorar las propiedades mecánicas,

y la reducción de macroporosidad son las principales razones para que las fundiciones de aluminio adoptaran la tecnología de refinamiento de grano.



Figura 2.6. Cambio de tamaño de grano mediante refinadores ^[37].

De trabajos anteriores se sabe que la refinación de los granos en la aleación se efectúa generalmente mediante la adiciones de Boro a aleaciones maestras Al-Ti que mejoran grandemente la efectividad del refinamiento de grano en aleaciones de aluminio, pero el mecanismo exacto para el cual esto toma lugar no ha sido claramente establecido.

Varios estudios han sido desarrolladas respecto a este fenómeno y la literatura es abundante con estudios termodinámicos [algunos contradictorios] y conclusiones experimentales. Basados en esto Mc Cartney y Guzowski y coautores realizó revisiones críticas a estos trabajos los cuales pueden ser resumidos en tres principales teorías que son: teoría del boruro, teoría peritética y teoría de hipernucleación.

Las propiedades mecánicas de las piezas serán mejores conforme más pequeño sea el tamaño de grano. Una de las formas de obtener un tamaño de grano pequeño en estas aleaciones es mediante el uso de agentes nucleantes como el titanio y boro, siendo más común el uso del titanio en contenidos de alrededor de 0.25% en peso, lo cual promueve la precipitación de partículas de TiAl_3 que se forman por una reacción peritética. Es a partir de estos

compuestos de TiAl_3 de donde inicia el crecimiento del sólido, las partículas de TiAl_3 precipitan en el metal a temperaturas cercanas a los 665 °C.

Sin embargo, el mecanismo exacto de formación de núcleos a partir de estos agentes inoculantes es desconocido, por tal razón los refinadores más conocidos se seleccionaron basándose en prueba y error. El tamaño de grano se estima en una relación inversa al número de compuestos de TiAl_3 existentes, el cual depende de la cantidad de titanio en la aleación.

2.2.8 Mecanismos de refinación de grano

Históricamente, el titanio y boro fueron introducidos a la fundición por la adición de flujos de sales en experimentaciones de refinamiento de grano. Usualmente, los ingredientes activos en estos refinadores fueron K_2TiF_6 y KBF_4 , los cuales reaccionaban con el aluminio fundido para liberar el titanio y el boro pero a pesar de su eficiencia como refinadores, ellos también presentan ciertas desventajas. Los flujos de sales tienden a incrementar el contenido de hidrógenos en el metal fundido. Produce humos corrosivos, bajo rendimiento en la recuperación de elementos refinadores y aumento de niveles de inclusiones en el metal fundido ^[37].

El refinamiento químico por nucleación heterogénea controlada ha sido introducido en la industria del aluminio por la adición de aleaciones maestras de Al-Ti y Al-Ti-B, y más recientemente por aleaciones maestras para fundiciones de aleaciones Al-Si. Varias teorías surgen de esta práctica y el mecanismo exacto de reducción de tamaño de grano esta aun en disputa. Aquí, algunas de las principales teorías se describen brevemente con respecto a los aspectos físicos de refinamiento de grano.

La presencia de refinadores de grano no influyen en las velocidades de enfriamiento durante la solidificación. La presencia de un sobreenfriamiento considerable facilita el proceso de refinación de grano.

2.2.9 Efecto del tratamiento térmico en aleaciones Al-Cu

En la mayoría de los sistemas endurecibles por precipitación se encuentra una secuencia compleja de cambios que dependen del tiempo y temperatura. Los principales cambios es una redistribución de los átomos de soluto dentro la red de la solución sólida para formar zonas GP a temperaturas relativamente bajas y durante periodos iniciales del envejecido artificial.

A diferencia en estas aleaciones, el endurecimiento que se observa a temperatura ambiente se atribuye a la concentración localizada de átomos de cobre que forman las zonas GP. Estas zonas consisten en regiones de dos dimensiones ricas en cobre, tienen forma de disco y están orientadas paralelas a planos {100}. Se estima que el diámetro de estas zonas es de 3 a 5 nm y que estas zonas no cambian con el tiempo de envejecido a temperatura ambiente. El número de zonas sin embargo, se incrementa con el tiempo, hasta obtener una condición de envejecido completo. La distancia promedio entre las zonas es de alrededor de 100 nm.

A temperaturas de 100°C o mas, las zonas GP desaparecen y son remplazadas por una estructura designada como GP 2 o θ'' la cual, aunque sólo es de unas pocas capas de átomos de grosor, es considerada como tridimensional y que tiene un arreglo atómico ordenado. La fase de transición θ' que tiene la misma composición que la fase estable y presenta una coherencia con la red de solución sólida, se forma posteriormente que la zonas GP 2 pero ambas coexisten en un intervalo de tiempo y temperatura. La fase final en la secuencia es la transformación de θ' en una fase no coherente en equilibrio θ (Al_2Cu)^[37].

A algunas temperaturas, el endurecimiento inicial que ocurre de la formación de las zonas GP [formula 2.1] se distingue claramente a la segunda etapa que se le atribuye a las zonas GP 2. El máximo endurecimiento y resistencia ocurre cuando la cantidad de GP 2 es esencialmente al máximo, aunque existe una pequeña contribución de precipitados. Conforme la cantidad de θ' se incrementa, se reducirán los esfuerzos de coherencia. Esta pérdida de coherencia junto con el decremento en zonas GP 2 causa el sobreenviejado. Cuando la fase no coherente θ aparece, la aleación se ablanda más allá de su condición de propiedades máximas.

Secuencia de precipitación: $GP \rightarrow \upsilon'' \rightarrow \upsilon'' \rightarrow \upsilon$ [2.1]

CAPITULO 3

ORIENTACIONES CRISTALOGRAFICAS

3.1 Introducción

La técnica de difracción de electrones retrodispersados (EBSD) Electron BackScattering Difraccction, comenzó a desarrollarse a principios de los años 1950 por el investigador Alan Blackman 1954, sus colaboradores quienes descubrieron una serie de patrones de difracción a los que denominaron wide-angle back-scattering diffraction y que se relacionaban con resultados encontrados en los estudios sobre teoría de difracción trabajada por Kikuchi a principios de 1920 ^[38]. Posteriormente esta teoría fue confirmada por Venables y Harland en 1973, quienes la aplicaron al estudio de la cristalografía de algunos en los materiales. En 1980, Dingley, Wright, Adams y Schwarzer, automatizaron el análisis de patrones EBSD para determinar la orientación cristalina presente en los granos de un material ^[39]. Sin embargo no fue sino

hasta principios de 1990 que esta técnica comenzó a utilizarse ampliamente dándose así un incremento exponencial en el número de publicaciones científicas que hacen alusión al uso de dicha técnica ^[40]. Para el desarrollo de esta técnica se utiliza el software Channel 5 de la institución Oxford Instruments.

Esta técnica es también conocida como Electron Back-Scatering Patterns (EBSP), Electron Back-Scatering Kikuchi Patterns (BEKP) o Wide Angle Kikuchi Patterns (WEKP), empleada en el estudio de aspectos relacionados con la cristalografía de los materiales (monocristalinos y policristalinos), tales como textura (orientación cristalina preferencial), tamaño de grano, tipo y cantidad de fases (incluyendo partículas de precipitados), tamaño de grano y desorientación entre dos o más granos, etc ^[41].

La técnica EBSD se basa en el análisis de patrones de difracción, conocidos como líneas o patrones de Kikuchi, las cuales están directamente relacionadas con la estructura reticular de la red cristalina en la región analizada del material. Estas líneas son bandas de alta intensidad obtenidas por la difracción de electrones retro-dispersados, que resultan cuando la superficie del material en estudio es incidida con un haz de electrones. Estos electrones interactúan con los átomos ubicados en los planos atómicos, favorecidos por ley de Bragg, haciendo con que muchos de ellos sufran difracción ^[42, 43, 44]. La información de traen los electrones retro-dispersados es capturada y analizada para estudiar aspectos relacionados con la cristalografía del material: ^[45].

Los patrones de Kikuchi se relacionan con el material de estudio de la siguiente manera:

- El patrón obtenido refleja la simetría del reticulado cristalino.
- El ancho y la intensidad de las bandas están directamente relacionados con el espaciamiento atómico de los planos cristalinos. Y
- Los ángulos entre las bandas están directamente relacionados con los ángulos entre los planos del reticulado cristalino ^[46].

3.2 Microestructura y textura

La evolución de la orientación cristalográfica preferencial o textura tiene mucha importancia para la comprensión del comportamiento mecánico y desarrollo microestructural de los materiales. Para la siguiente investigación se ha estudiado la evolución de la textura cristalográfica, utilizando la técnica de difracción de electrones retrodispersados (EBSD) en un microscopio electrónico de barrido, ya que ésta ha mostrado una mayor facilidad en la obtención de resultados, que la técnica convencional de Rayos X. El equipamiento EBSD capaz de detectar y analizar los electrones retro-dispersados, puede ser adaptado a un microscopio electrónico de barrido (MEB), el cual proporcionan el haz de electrones necesarios para producir los electrones retro-proyectados. Esta adaptación permite combinar la técnica EBSD con imágenes de electrones secundarios (SE), retrodispersos (BSE) y micro-análisis EDS y WDS ^[47].

Uno de los cambios importantes que puedes sufrir un material durante un proceso de conformado es la formación de nuevas texturas. Dicho fenómeno es la orientación preferencial de los granos en determinadas direcciones cristalográfica. El estudio de textura para por la determinación de direcciones preferenciales de orientación (cualitativamente). La textura, aparte de las condiciones, de trabajo depende del material, su composición química y el tamaño de grano. La importancia de la textura viene dada por la anisotropía de determinadas propiedades mecánicas y eléctricas de los materiales.

Desde el punto de vista estadístico se puede distinguir entre la macrotextura y la microtextura. En la primera se determina la orientación de un gran número de granos (desde cien hasta mil granos o más). La representación de la distribución de las orientaciones de los cristales, en el caso de la macrotextura, puede ser en forma de figura de polos (una proyección estereográfica de los planos cristalográficos) y también en forma de figuras de polo inverso y la más completa, la función de distribución de orientación FDO. La microtextura, en cambio trata de estudiar las orientaciones de un pequeño grupo de granos y presentar las orientaciones individuales-desorientaciones de dichos granos como puntos. Las microtexturas pueden ser presentadas en mapas de distribución de orientación o igual que la macrotextura en forma de figuras de polo [50, 59, 60, 61].

En la microtextura, la desorientación entre los granos permite caracterizar los tipos de intercaras que marcan cualquier tipo de orientación, en bordes de granos y bordes especiales. La figura 3.1 se observa la estructura de un material texturizado y otro no lo está. Por eso los mapas de orientación permiten una nueva visión para estudiar diferentes materiales, metales compuestos, metales recocidos, acero martensítico y diferentes procesos de producción de aluminio.

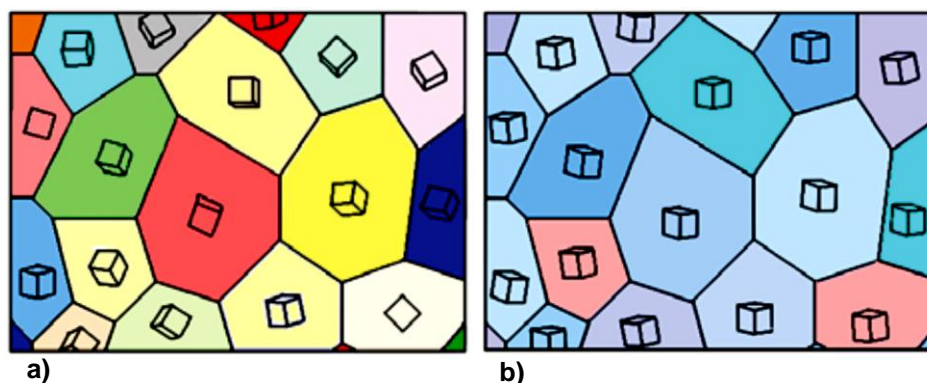


Figura 3.1. Estructuras cristalinas dentro de los granos de un material policristalino con: a) ausencia de textura y b) con textura marcada [62].

3.2.1 Microscopio electrónico de barrido

El microscopio electrónico de barrido (MEB) fue inventado en 1931 por Ernest Ruska, a diferencia con otros equipos de análisis, este utiliza un haz de electrones en lugar de un haz de luz para formar una imagen y produce imágenes de alta resolución, observando de esta manera características de alta profundidad en la muestra, las cuales pueden ser examinadas a altas magnificaciones, la muestra pasa por un método de preparación indicado según sea el análisis y se requiere que esta sea conductora.

3.2.1.1 Imágenes obtenidas por electrones secundarios

Se ha demostrado que un cambio de inclinación de la superficie de una muestra con respecto al haz electrónico incidente, aún de pocos grados, produce una variación apreciable en el número de electrones secundarios emitidos. Así, un borde agudo o una protuberancia sobre la superficie generan un gran número de electrones secundarios. Lo mismo sucede si se trata de un escalón profundo sobre la superficie de la muestra. Las hendiduras o depresiones producen menos electrones detectables. Estos hechos deben considerarse al analizar las imágenes obtenidas.

Los efectos de variación de la emisión secundario en función de las características topográficas de una superficie, permiten que se pueda interpretar la imagen de electrones secundarios como una imagen óptica de dicha superficie.

Entre los factores que influyen en el contraste de una imagen se puede mencionar:

1. El ángulo de incidencia del haz electrónico sobre la superficie. Este es un factor determinante en la emisión de electrones secundarios: cuanto más rasante sea el haz, más electrones serán emitidos, ya que solamente los electrones originados en regiones muy próximas a la superficie pueden ser captados por el detector.
2. La composición química del material en estudio. En las imágenes de electrones secundarios también se observan variaciones de contraste, debido a diferencias en la estructura atómica, ya que aparte de los electrones que llegan al detector son en realidad electrones secundarios producida por electrones previamente retrodispersados.

Las imágenes obtenidas con electrones secundarios son de gran utilidad para estudios topográficos y como se ha mencionado, sus trayectorias son curvas, de modo que la imagen aparece con sombras suaves y difusas; en un segundo plano se observan las depresiones o áreas escondidas ^[63].

El equipamiento EBSD (figura 3.2) es capaz de detectar y analizar los electrones retrodispersados. Este equipo puede ser adaptado al un microscopio electrónico de barrido o de transmisión (MEB o MET), los cuales proporcionan el haz de electrones necesarios para producir los electrones retro-proyectados. Esta adaptación permite combinar la técnica EBSD con imágenes de electrones secundarios (SE) y retro-dispersos (BSE).

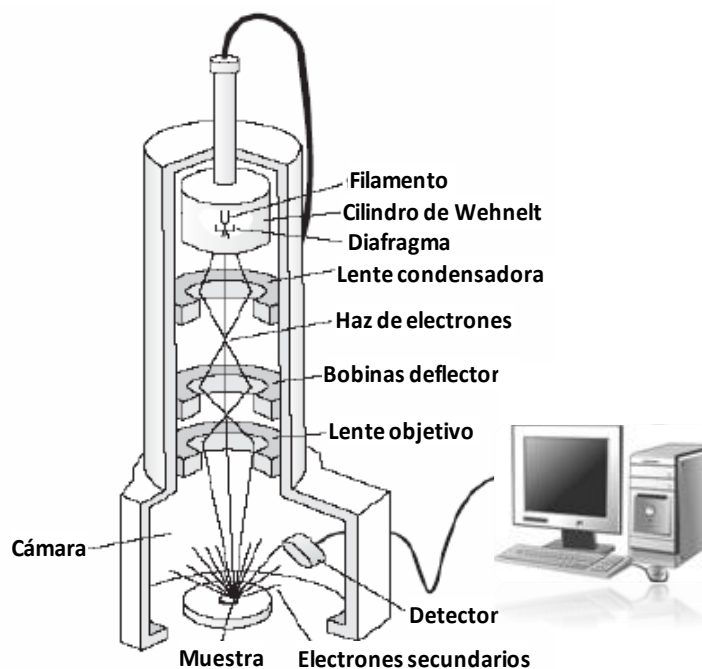


Figura 3.2. Microscopio electrónico de Barrido ^[63].

La técnica de EBSD, se lleva a cabo utilizando un microscopio electrónico de barrido equipado con un detector de EBSD el cual debe contar con una pantalla de fosforo, un lente compacto y una baja intensidad de luz hacia la cámara CCD. Depende de la resolución que emplees (desde 640X480 pixeles hasta 1600X1200 pixeles) será la velocidad de medición y la calidad de esta ya que las lecturas serán más sensibles y puntuales pero el proceso de medición será más lento.

3.2.1.2 Difracción de electrones retrodispersados (EBSD) en el microscopio electrónico de barrido

Para usar la técnica EBSD en el estudio de la cristalografía del aluminio, se inicia poniendo la muestra dentro de la cámara del SEM o TEM previamente preparada, orientada hacia el detector e inclinada entre 70° y 75° con respecto al haz de electrones incidente, esto con el fin de disminuir tanto el recorrido de los electrones como la fracción de electrones absorbidos por la muestra. De esta forma se facilita la difracción de electrones retroproyectados que salen desde la superficie impactada y que llegan a una pantalla de fósforo puesta al final de una cámara de TV tipo CCD ^[48] (sensor de células fotoeléctricas para registrar imágenes) se muestra el posicionamiento en la figura 3.3.

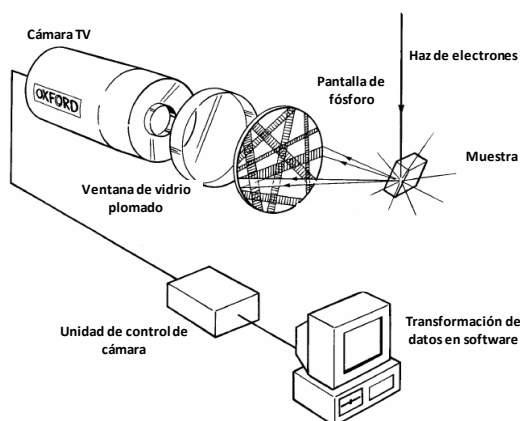


Figura 3.3. Principio de medida del EBSD y posicionamiento de la muestra ^[48].

3.2.1.3 Patrones de Kikuchi

La técnica EBSD se basa en los análisis de patrones de difracción, conocidos como líneas o patrones de Kikuchi, las cuales están directamente relacionadas con la estructura reticular de la red cristalina en la región analizada del material. Estas líneas son bandas de alta intensidad obtenidas por la difracción de electrones retro-proyectados. Estos electrones interactúan con los

átomos ubicados en los planos atómicos, favorecidos por ley de Bragg, haciendo con que muchos de ellos sufran difracción, posteriormente la pantalla de fósforo es la encargada de captar los electrones retro-proyectados y llevarlos a un computador para ser indexados y analizados [49, 50, 51].

La figura 3.4 muestra un patrón típico de difracción de electrones retro-dispersados donde se aprecian las líneas o bandas de Kikuchi (Cada banda o par de líneas representa un plano cristalográfico particular).

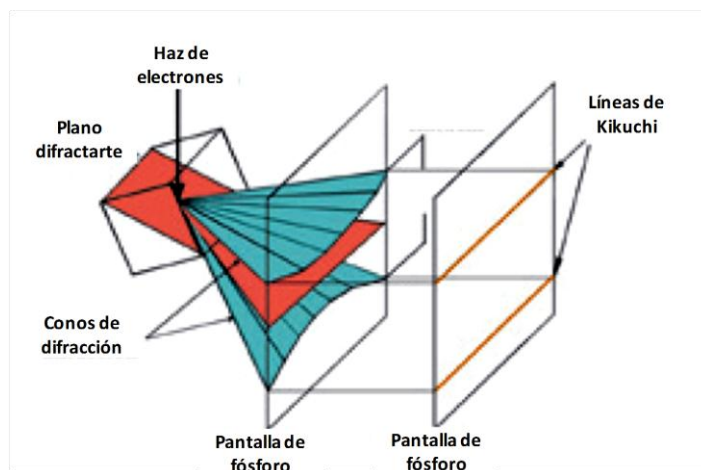


Figura 3.4. Generación de las líneas de Kikuchi a partir de los conos formados por los electrones retrodispersados. [48].

La distancia entre cada par de líneas equivale a $r/\lambda d_{hkl}$, donde r es la distancia entre la muestra y la pantalla de fósforo, λ es la longitud de onda de los electrones retrodispersados y d_{hkl} , es la distancia interplanar de los planos que están provocando la difracción. Al observar esta relación, es posible notar que a mayor espaciamiento entre las líneas, menor es el espaciamiento interplanar.

Los patrones de Kikuchi se relacionan con el material de estudio de la siguiente manera:

- El patrón obtenido refleja la simetría del reticulado cristalino.
- El ancho y la intensidad de las bandas están directamente relacionados con el espaciamiento atómico de los planos cristalinos

- Los ángulos entre las bandas están directamente relacionados con los ángulos entre los planos del reticulado cristalino.

Cuando el sistema identifica las líneas del patrón y principalmente los bordes y los ángulos entre ellas, este es capaz de calcular su posición usando un artificio matemático conocido como transformada o espacio de Hough ^[52]. Esta transformada convierte los bordes de las líneas en puntos de ese espacio y los compara con patrones teóricos de la base de datos del programa que a su vez corresponden al sistema de planos que difractan en el sistema cristalino en estudio. La secuencia de indexación a través de la transformada de Hough es mostrada en la Figura 3.5 El procedimiento anterior es realizado para cada punto barrido dentro del área de estudio seleccionada, de esa forma para cada punto es creado un archivo de datos que incluye las coordenadas (x,y) del punto analizado, los tres ángulos de Euler que hacen que los ejes de la celda unitaria del punto analizado coincidan con los ejes coordenados de referencia de la muestra (ϕ_1 , Φ y ϕ_2).

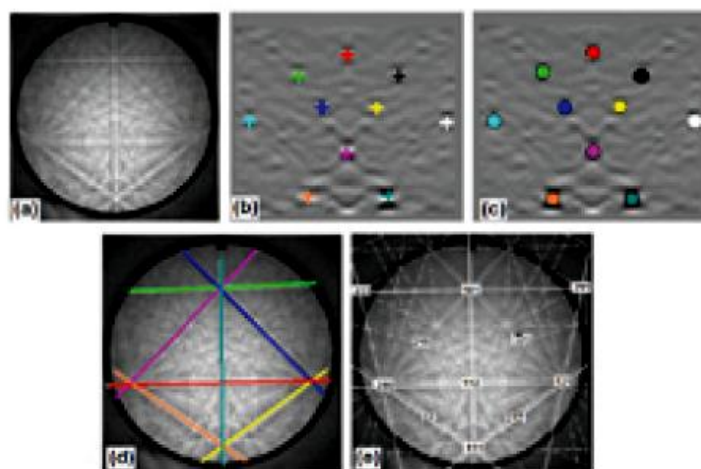


Figura 3.5. Secuencia de indexación a través de la transformada de HOUGH a) Patrón EBSD captado, b) transformada de HOUGH correspondiente al patrón en a, c) picos identificados en la transformada de HOUGH y coloreados, d) líneas de Kikuchi del patrón original correspondientes a los picos identificados en la transformada de HOUGH, y e) patrón de difracción indexado ^[47].

En general, cuando se hace el estudio cristalográfico de un material, se selecciona un área para realizar el barrido que puede medir desde unas pocas micras hasta algunos milímetros. El barrido se realiza punto a punto y el sistema adquiere información de manera más rápida o lenta en función de los parámetros de barrido seleccionados y del tipo de sistema de adquisición y procesamiento de datos con el que se cuente. Los sistemas actuales analizan cada punto en tiempos que oscilan desde 0,3 hasta 0,1 segundos, permitiendo con ello que miles de puntos sean barridos y analizados en unas pocas horas.

Aunque la física de los electrones retro-dispersados es un poco compleja no necesita ser entendida en detalle cuando se usa un SEM para aprovechar los patrones obtenidos y usarlos en el análisis cristalográfico.

La comparación utiliza una metodología basada en votación. De las bandas identificadas, son consideradas todas las posibles combinaciones entre tres líneas. A cada trio se asocian dos ángulos de la base de datos teórica y en función de la tolerancia admitida, es común que haya varias soluciones a la vez para cada trío, y diferentes tríos pueden llegar a tener la misma solución. Cada solución tendrá un voto para cada cruce de tres líneas y un par de ángulos. Cada medida que el sistema realiza durante la indexación, va acompañada de un índice de confianza (CI), que es un indicativo de la confiabilidad de la medida y de la calidad de indexación. El CI se expresa como:

$$CI = \frac{N_1 - N_2}{NS} \quad [3.1]$$

Donde

N_1 : Es el número de votos de la solución más votada,

N_2 : es el número de votos de la segunda solución más votada y

NS es el número total de soluciones encontradas ^[53].

Como punto de partida, un CI mayor de 0,1 es considerado una indexación adecuada y tendrá un 95% de posibilidad de estar bien realizada.

3.2.1.4 Preparación de muestras

El uso de la técnica EBSD exige que la superficie (figura 3.6) de las muestras que van a ser analizadas sea preparada muy cuidadosamente para evitar efectos topográficos (muestra rugosa) y para garantizar la obtención de patrones fuertes ^[19].

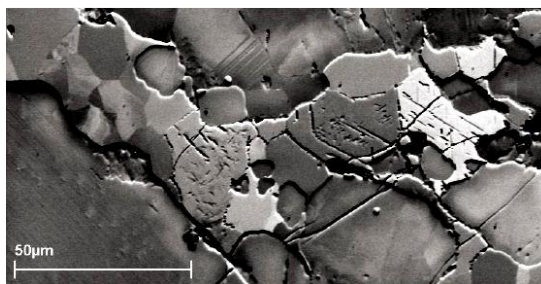


Figura 3.6. Ejemplo de la superficie de una muestra para EBSD ^[55].

Esto debido a que la técnica utiliza información de las primeras capas de átomos de la superficie por lo que cualquier imperfección o deformación va en detrimento de los patrones obtenidos, como se muestra en la Figura 3.7, en la que este tipo de irregularidades conduce a la obtención de los patrones observados.

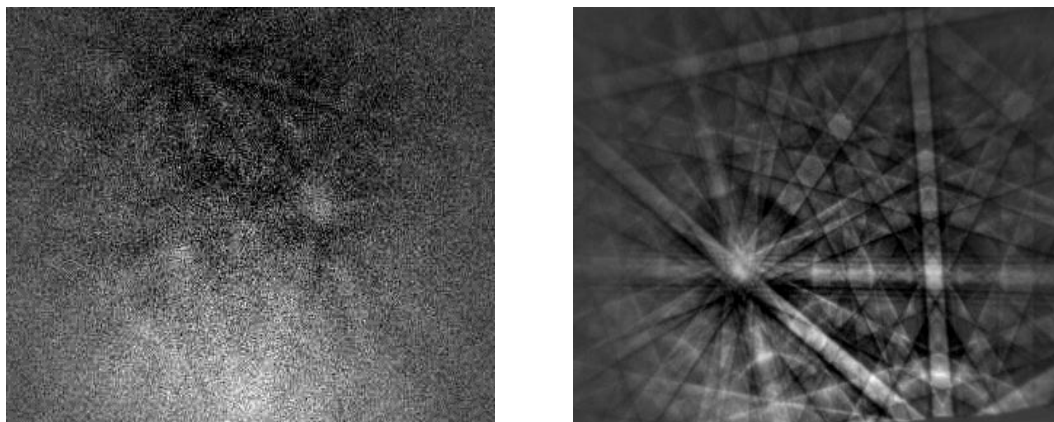


Figura 3.7. Variación en la calidad de los patrones de Kikuchi por causa de mal procedimiento de preparación superficial, a) patrón pobre y b) patrón fuerte derecha ^[54].

La obtención de patrones de Kikuchi débiles puede ocurrir cuando las superficies presentan algún grado de deformación o cuando hay presencia de capas de óxido, suciedad, deformación interna, etc.

En general los pasos que se deben seguir con el fin de obtener una superficie adecuada para realizar EBSD son montar la muestra en pines metálicos para facilitar la manipulación al pulir. El pulido final también puede ser hecho de manera electroquímica, iónica o química. En caso de realizar el pulido y dejar un tiempo después para aplicar la técnica, es necesario almacenar la muestra al vacío para evitar la formación de óxidos o que sustancias extrañas se adhieran a la superficie ^[45, 54].

3.3 Métodos de representación de textura

Existen varios métodos para representar la textura. Convencionalmente la textura es descrita por medio de figuras de polo. El método más utilizado es la técnica EBSD, debido a que permite correlacionar microestructuras, relaciones entre granos vecinos y determinar la textura de modo automático y con gran velocidad.

Los resultados obtenidos a través de la técnica EBSD pueden ser utilizados para varios propósitos en el estudio de la cristalografía de los materiales. Dos de las más importantes aplicaciones son: (1) estudio de la orientación cristalina (análisis de textura), a través de mapas EBSD, figuras de polo (FP), figuras de polo inversa (IPF) y funciones de distribución de orientación (FDO) y (2) medición de contornos de grano.

Después de obtener una indexación con un porcentaje mínimo del 80%, se procede a la representación de los datos, utilizando el software Channel 5, el cual puede correr las muestras ya sea por figura de polos, figura de polo inversa, función de distribución de orientación, con este mismo software se

puede obtener las desorientaciones del grano, las fases presentes en el material, el tamaño de grano, entre otras funciones del equipo.

3.3.1 Orientación cristalina

La textura cristalográfica puede ser definida como la orientación preferencial de los granos, o sea la tendencia estadística de que los cristales o granos de un material policristalino estén orientados en una o más orientaciones particulares ^[56,57]. En ocasiones se usa el término textura aleatoria para expresar ausencia de orientación preferencial.

La textura normalmente se designa en la forma de componentes $\{hkl\}$ $\langle uvw \rangle$, en función de la familia de planos atómicos que sufren difracción durante el barrido EDSB y la dirección cristalográfica preferencial en la que apuntan tales planos. Estas componentes son representadas mediante una orientación cristalina ideal, próxima a la orientación de un razonable número de granos agrupados en la región estudiada.

El estudio de la textura de un material involucra una parte cualitativa, cuando se determinan las direcciones preferenciales de orientación y una parte cuantitativa, cuando se determina la fracción de volumen asociado a esa orientación preferencial. La textura puede ser introducida en un material por diversos procedimientos como: tratamientos térmicos, procesos de fabricación o deposición de películas protectoras, por deformación, etc ^[58].

3.3.2 Figura de polo

Una figura de polo es una proyección estereográfica que muestra la distribución de polos, o las normales a los planos, de un plano cristalino específico, usando los ejes de la muestra como ejes de referencia ^[64]. En el caso de textura aleatoria, los polos se distribuirán uniformemente en la proyección, pero si existe textura como tal, los polos aparecerán alrededor de algunas orientaciones preferenciales, dejando las demás áreas desocupadas, ver figura 3.8.

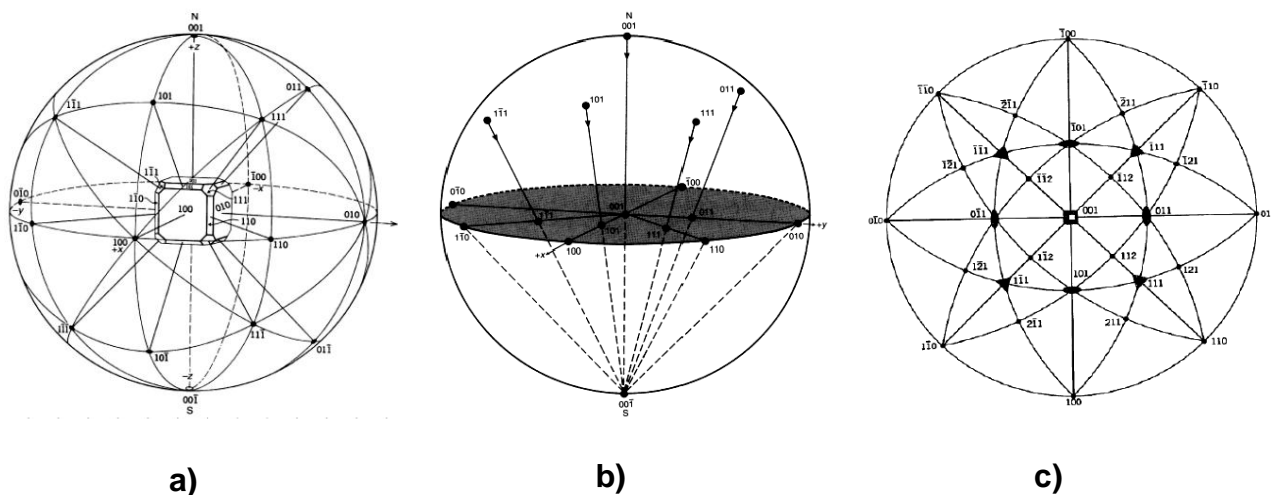


Figura 3.8. a) Proyección estereográfica del cristal, b) Puntos de representación estereográfica de la unidad cristalina de la muestra, c) Mapa de representaciones estereográficas ^[65,66].

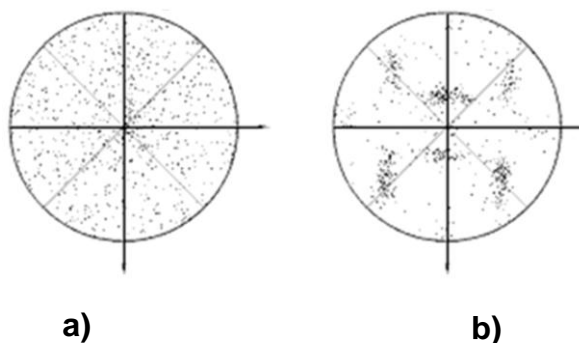


Figura 3.9. a) Figura de polos con textura aleatoria b) Figura de polos con textura preferente. Orientación preferencial = textura cristalográfica ^[67].

3.3.3 Figura de polo inversa

En una figura de polo inversa, figura X, se registra la densidad de los polos de los planos $\{hkl\}$, paralelos a una superficie dada de la muestra, sobre un triángulo característico del sistema cristalino del material. Se conoce como figura de polo inversa porque es la normal a la superficie que barre el triángulo de orientaciones en busca de aquellas que representan la textura ^[68].

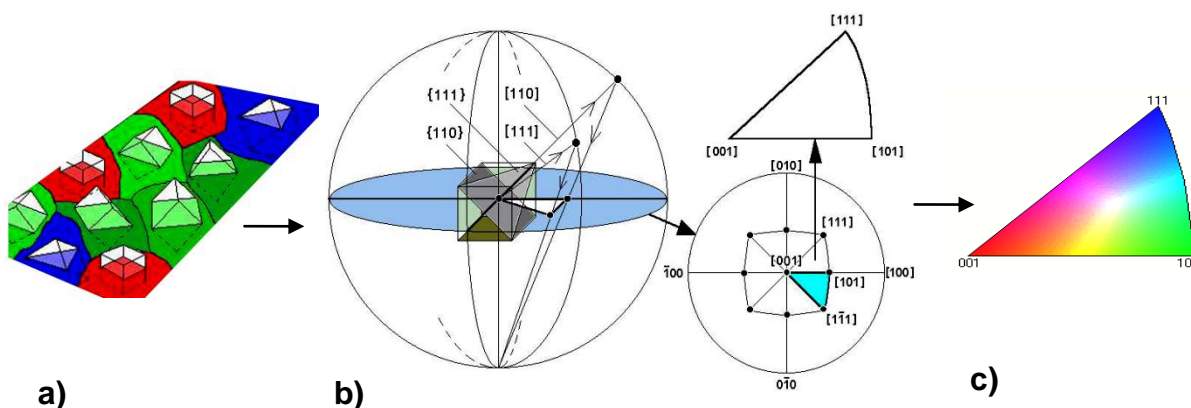


Figura 3.10. a). Figura de polo inversa obtenida a través de una proyección estereográfica. b) Figura de polo inversa utilizada por el equipo para la identificación de intensidades c) Representación semántica de las orientaciones del cristal ^[69].

3.3.4 Función de distribución de orientación (ODF)

Para describir plenamente texturas cristalográficas, es necesaria una representación en un espacio tridimensional. Esta representación se hace por medio de mapas o diagramas de distribución de orientación, ODFs. Es posible observar la presencia y comportamiento de fibras en el espacio cristalino del material, figura 3.11 estas fibras están compuestas por planos y direcciones característicos del material, la distribución planar de estos se observa en la figura 3.11 ^[70].

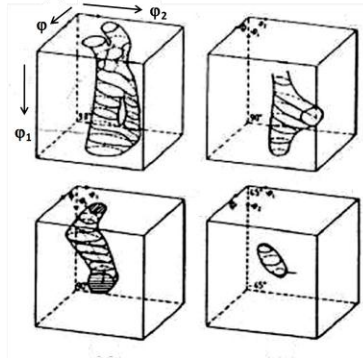


Figura 3.11. Representación de fibras con diferentes densidades [71].

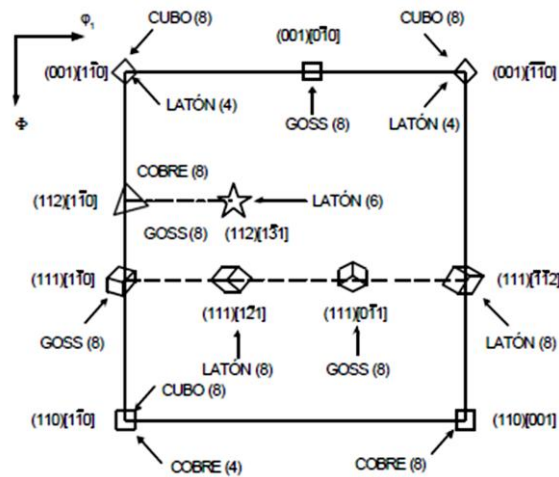


Figura 3.12. Corte del espacio de Euler a $\phi_2 = 45$ [72].

El espacio tridimensional para representar la textura (conocido como espacio de Euler), es definido por tres ángulos (ϕ_1 , Φ , ϕ_2 , o ángulos de Euler). Estos ángulos constituyen tres rotaciones consecutivas, que aplicadas a los ejes $[100]$, $[010]$ y $[001]$ de la estructura cristalina del grano, la hacen coincidir

con los ejes de ubicación de la muestra en x, y, y z respectivamente. Cada uno de esos ángulos varía entre 0 y 90°.

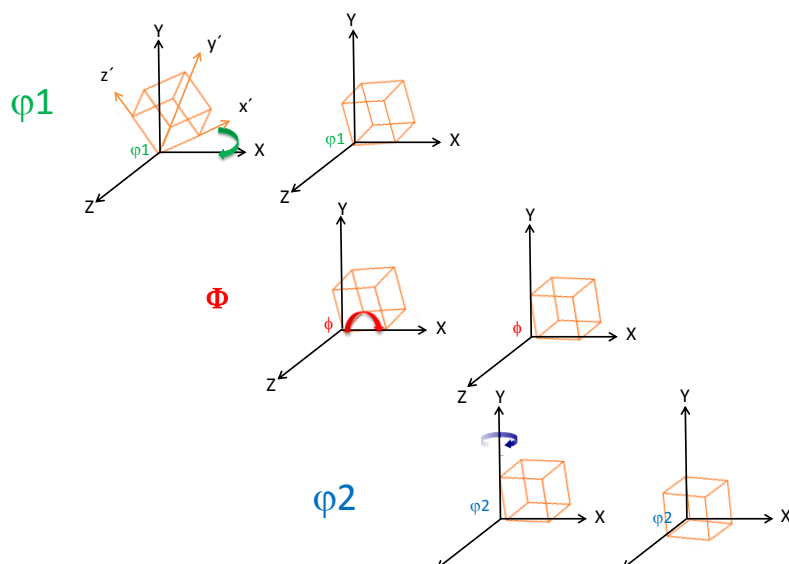


Figura 3.13. Definición de los ángulos de Euler (φ_1 , Φ , φ_2)

Las ODFs, son calculadas a partir de figuras de polo y representadas gráficamente por secciones de φ_2 constantes, y su interpretación se hace a través de cortes de planos como el mostrado en la figura 3.13 a) con $\varphi_2 = 0^\circ$ y b) con $\varphi_2 = 45^\circ$

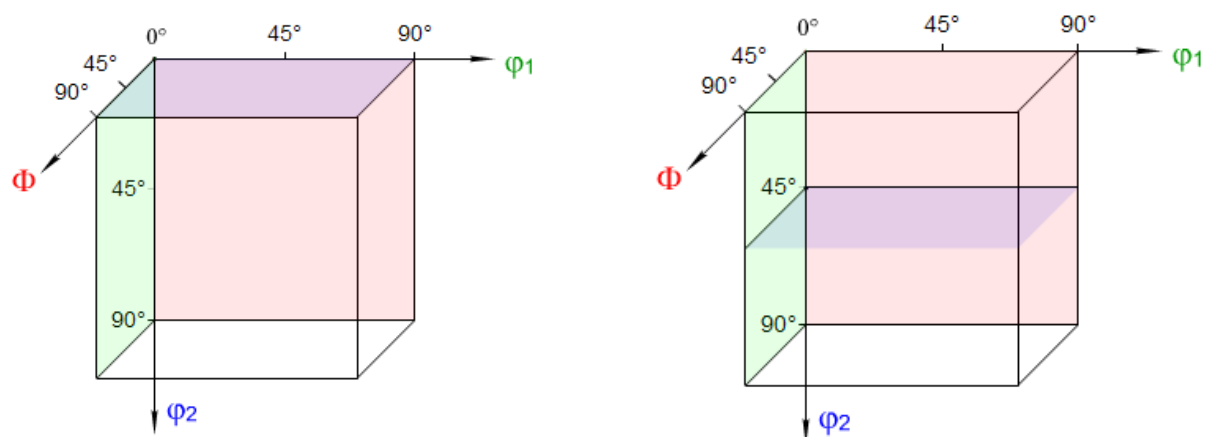


Figura 3.14. a) Corte de los componentes de textura para $\varphi_2 = 0^\circ$, y b) ODF, para un corte de $\varphi_2 = 45^\circ$ [73].

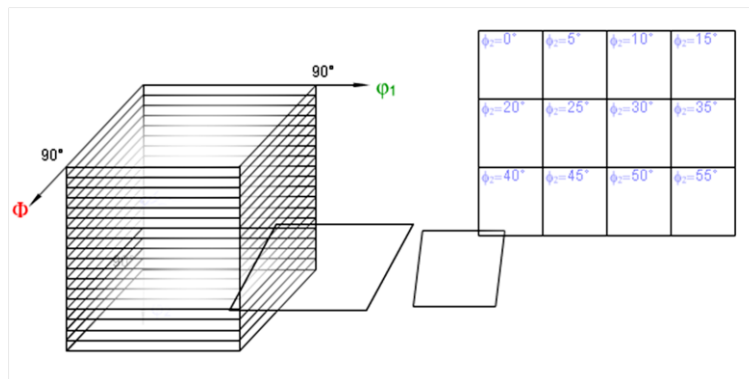


Figura 3.15. a) El espacio de Euler es cortado a 5 grados en ϕ_2 b) Mapa de representación de los espacios de Euler, mostrando la distribución de orientaciones ^[71].

3.3.5 Límites de grano y desorientaciones.

Un límite de grano es aquella región donde dos granos se interceptan y como cada grano tiene una orientación diferente, no habrá ningún arreglo atómico en este lugar. Esto da origen a que varios fenómenos, inherentes a los materiales, pueden ocurrir a través de ellos. Los límites de grano son una de las regiones más importantes de los materiales de ingeniería, incluso en las últimas décadas, investigadores de todo el mundo han dedicado bastante tiempo en tratar de entender el comportamiento de los límites de grano durante diferentes procesos de conformación y/o tratamiento térmico, en una nueva disciplina conocida como ingeniería de límite de grano. Los límites de grano se forman durante la solidificación y su número, forma, posición y arreglo puede variar a través de tratamientos termomecánicos. De igual manera, transformaciones de fase, corrosión y falla de muchos materiales se llevan a cabo involucrando los límites de grano.

Con respecto a la geometría de los límites de grano, estos se han clasificado en límites de bajo ángulo, si su diferencia de orientación, con respecto a su vecino, es menor de 15° y de alto ángulo, si la diferencia de orientación es mayor de 15° .

Desarrollos recientes de la técnica EBSD, acompañada de equipos y software más avanzados, han permitido hacer mediciones rápidas, en áreas grandes, de la orientación reticular local de los granos en materiales policristalinos, además de la distribución de tamaños e identificación de la migración de límites de grano. En lo que respecta a la desorientación de los reticulados cristalinos entre dos granos vecinos, sea por textura aleatoria o por la presencia de diferentes fases, es posible estudiar las relaciones de orientación existente entre ellos, a través de un perfil de diferencia de orientación, con sólo trazar una línea a través de una longitud deseada ^[74, 75, 76].

La diferencia de orientación puede ser analizada punto a punto o desde un punto hasta el origen. Un ejemplo de un perfil mostrando la diferencia de orientación entre varios granos, figura 3.16.

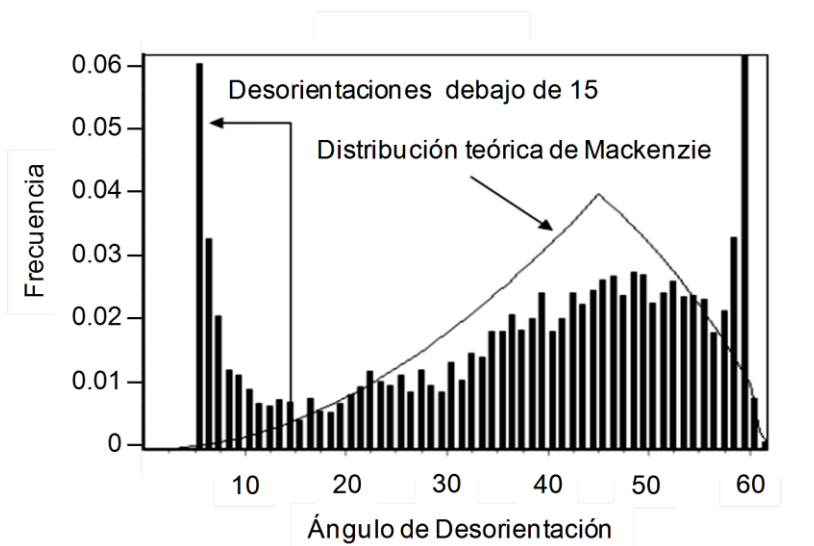


Figura 3.16. Diagrama de desorientación donde las subestructuras están marcadas por desorientaciones debajo de 15° y los de bordes de grano alrededor de 60° la distribución de desorientaciones se presenta junto con la distribución teórica de Mackenzie.

CAPITULO 4

PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

4.1 Introducción

La determinación de las orientaciones de grano de las aleaciones AlCu5Mg (206) se realiza mediante el proceso de obtención y análisis de patrones de deslizamiento de electrones retrodispersados, el cual se llevo a cabo en cuatro tipos de muestras, cabezas, monobloques, wedges y brazos para pruebas de fractura.

Es conocido que las aleaciones aluminio-cobre, aun y cuando cuentan con excelentes propiedades mecánicas, resistencias a altas temperaturas y buena ductilidad, tienden a al agrietamiento en caliente. Dicho agrietamiento surge de la contracción que experimenta el aluminio durante el proceso de solidificación. Este material cuenta con amplias aplicaciones en la industria aeroespacial y militar, por sus mismas calidades. Pero, al emplearlo en fundiciones de aluminio para la industria automotriz, surge agrietamiento debido a las geometrías tan irregulares y que involucran la existencia de paredes delgadas y variación de las temperaturas de moldes, velocidades de enfriamientos.





Las piezas seleccionadas fueron caracterizadas y analizadas para conocer el comportamiento de la orientación cristalina que toma el material en zonas específicas. Para posteriormente tratar de manipular las orientaciones que favorecen al buen desempeño del material. Esto se realizara con el fin de tener un posible control cristalino sobre las zonas con defectos como lo son las de más alta tendencia a la generación de grieta en caliente.

4.2 Selección de muestras

La aleación tipo 206 fue utilizada como material de estudio. De esta aleación se seleccionaron 13 muestras con la siguiente composición química la cual se muestra en la tabla 5.1

Se analizaron muestras con diferentes perfiles de solidificación. El estudio de orientaciones cristalográficas, se realizo en material proveniente de en cabezas de motor, brazos para pruebas de agrietamiento, monoblock y Wedge. Se utilizo refinador de grano tipo 5Ti1B (adición de 0.015% en peso de Ti) en las aleaciones de monoblock, brazos, el wedge se estudio en piezas vaciadas con y sin refinador. Para la cabeza se utilizo refinador AlZr (que consiste en la adición de de 0.20% de Zr y un tratamiento térmico tipo T6). El resumen de las condiciones estudiadas se muestra en la Tabla 4.2.

Tabla 4.2: Identificación de muestras

Muestra	Aleación 1 AlCu5	Aleación 2 AlCu5+Ti	Aleación 3 AlCu7+Zr
 Monobloque	Bancada		
	Mamelón		
	Interliner		
 Brazos de prueba	A1	B1+Ti	
 Cabeza			Cámaras
			Water Jacket
 Wedge	W2	W2+Ti	
	W4	W4+Ti	
	W5	W5+Ti	

4.3 Preparación de muestras

Para el uso de la técnica EBSD es necesario que la superficie de las muestras estén libres de defectos que interfieran con las mediciones de rugosidad para facilitar la obtención de buenos patrones de indexación. Esto se debe a que la técnica requiere información de las primeras capas de átomos de la superficie, por lo que cualquier imperfección, o deformación va en detrimento de los patrones que son necesarios para obtener un buen porcentaje de indexación, el cual debe estar por encima del 85% de confianza.

Las muestras fueron seccionadas y montadas en un perno de aluminio para realizar el pulido mecánico, pasando por el desbaste en lijas de SiC con

tamaños de grano desde 320 hasta 4000. Posteriormente la muestra pasa por paño usando como solución de desbaste diamante de 9,3 y 1 y finalmente es pasada por paño fino de plato magnético MD Struers, utilizando como suspensión Silica coloidal no cristizable de 0.25 durante una hora y media, usando cargas bajas y velocidades intermedias para evitar deformación excesiva. Este procedimiento fue realizado en una pulidora tipo LaboPol que se utiliza para el pulido manual. Figura 4.1.



Figura 4.1. Paños finos de pulido MD, pulidora mecánica LaboPol

Después de hacer el pulido mecánico, la muestra fue electropulida, ya que la superficie requiere de la identificación de los límites de grano con relieves que se alcanzan únicamente con pulido electroquímico. Se utilizó una solución con ácidos (70% nítrico/30% metanol) para lograr un perfecto acabado superficial. Los parámetros usados de voltaje y tiempo variaron para cada muestra. Se recurrió a una equipo a Lectroplo-S[®] con micro-procesador de la marca Struers, figura 4.1.



Figura 4.2. Electropulidora Struers

Las muestras electropulidas, se recubren con plata en su interfaz con el perno, se dejan reposar para secado durante una hora en un desecador al vacío para evitar la formación de óxidos o que sustancias extrañas que se adhieran a la superficie, para evitar problemas de cargas eléctricas en la muestra, presencia de capas de óxido y la debilidad del barrido de electrones. Finalmente la muestra queda dispuesta para ser colocada dentro de la cámara del microscopio, se tiene que hacer el ajuste de parámetros según el ejemplar.

4.4 Evaluación microestructural

Se observaron las microestructuras de cada grupo de muestras, obteniendo imágenes de las superficies a analizar, con el fin de identificar tamaños y morfologías de grano, precipitados y defectos cristalinos y de fundición. Se utilizó un microscopio óptico marca Olympus PMG3 y un analizador de imágenes tipo Celmex Vision, figura 4.5.



Figura 4.5. Microscopio Olympus PMG3.

4.5 Análisis por EBSD

Las microtexturas fueron obtenidas utilizando un microscopio electrónico de barrido marca JEOL JMS-7001F (figura 4.6) con filamento de emisión de campo (field emission).



Figura 4.6. Microscopio Electrónico de Barrido marca JEOL JMS-7001F Field Emission

El análisis inicia al hacer incidir un haz de electrones sobre la superficie de la muestra. Los electrones retro dispersados se proyectan en una pantalla fosforescente donde se forman las líneas de Kikuchi. Estas líneas o patrones van a depender de la pureza de la superficie, una preparación adecuada de la muestra permite observar patrones correctamente. La figura 4.7 muestra la diferencia de patrones de difracción en cada grano según la orientación y la calidad de esta.

El equipo cuenta con los patrones de indexación de diversos materiales, en este caso se eligió el de FCC al cual pertenece el aluminio. Se hace incidir el haz sobre el área de la superficie, como resultado se detecta la diferencia de orientación de los granos.

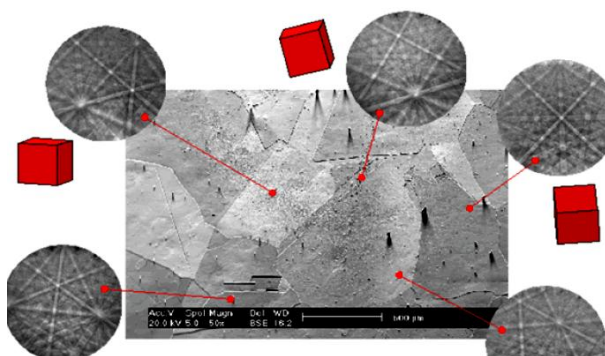


Figura 4.7. Diferencia de indexación de granos.

Esta pantalla está conectada a una cámara de alta sensibilidad (figura 4.8) a la luz, equipada por una unidad de control que permite acumular las indexaciones de cada punto barrido en la muestra. Esta información pasa al programa para la reproducción de los datos, es la encargada de analizar los datos de los patrones indexados de las líneas de Kikuchi en tiempo real y al mismo tiempo realiza el análisis de imagen a fin de obtener las informaciones cristalográficas y los cálculos de orientaciones.

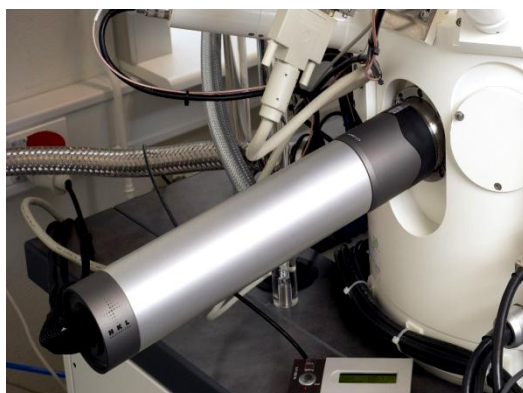


Figura 4.8. Cámara CCD.

Los parámetros de trabajo usados en este estudio depende de la superficie y la preparación de la muestra, normalmente variaban alrededor de 20kV en voltaje de aceleración, una distancia aproximada de 12mm de la

cámara a la muestra y un paso de indexación de 5 a 8 μm . El posicionamiento de la muestra dentro de la cámara se aprecia en la figura 4.9.



Figura 4.9. Posicionamiento de la muestra en el equipo.

Las muestras para el análisis de texturas fueron seccionadas tomando como referencia la dirección de extracción de calor.

4.6 Programa de indexación

El programa de indexación utilizado Channel 5, permite realizar cuatro medidas por segundo, con una capacidad de barrido de 5 mm^2 y resolución de 1 μm , siendo la mínima desorientación que se puede detectar de 0.5°.

Channel 5 se subdivide en tres programas de análisis, Tango, Mambo y Salsa, en cada uno de ellos podemos desarrollar las texturas para la comparación de los resultados, estas son detalladas a continuación.

Las texturas utilizan esquemas de color en los ejes X, Y y Z, estos componentes tienen un comportamiento indicado para cada material. Es necesario elegir del directorio Channel 5 tus materiales preferentes que se encuentran en la muestra para que esté arroje las orientaciones sobre la estructura cristalina del material, en este caso aluminio con estructura FCC.

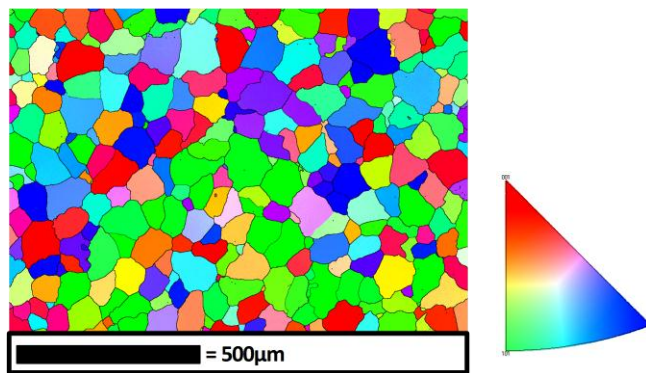
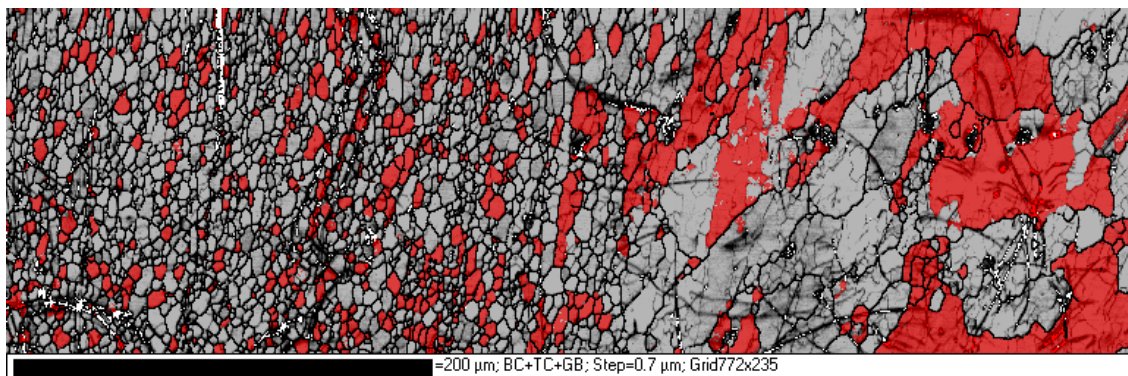


Figura 4.10. Distribución de orientaciones obtenido mediante Tango.

Para llegar a obtener el mapa de la figura X, es necesario refinar finamente la imagen obtenida de la indexación. Esto se hace para poder convertir la imagen en FPI's.

Cuando ya se tiene la muestra refinada es posible hacer mediciones de grano, diferenciar fases, colorear fibras, entre otras funciones del programa que son explicadas a continuación.

El programa de Tango puede mostrar texturas específicas en fibras, observando así cada componente de este coloreando de diferentes tonalidades según su intensidad, como se muestra en la figura 4.11.



Los datos se procesan por medio de Mambo para llegar a obtener las proyecciones estereográficas. La proyección estereográfica para un cristal cubico se muestra en la figura 4.12.

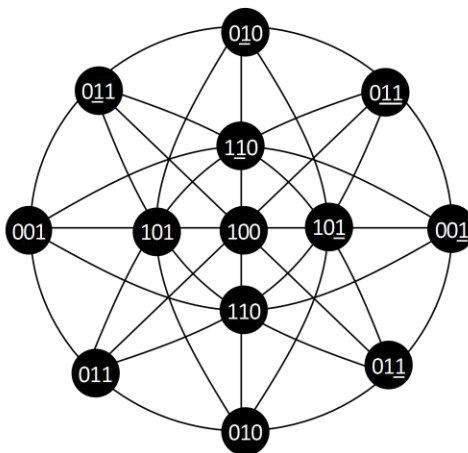


Figura 4.12. Proyección estereográfica del aluminio FCC

Para un estudio tridimensional sobre el posicionamiento de las fibras se procesan los datos mediante Salsa, dicho programa puede identificar las densidades de los planos y direcciones atómicas del material, es posible manipular los ángulos de los planos obtenidos para ver el desarrollo de las fibras en los ángulos de preferencia, posteriormente se realiza la obtención de el mapa de cortes completos a los ángulos seleccionados, figura 4.12.

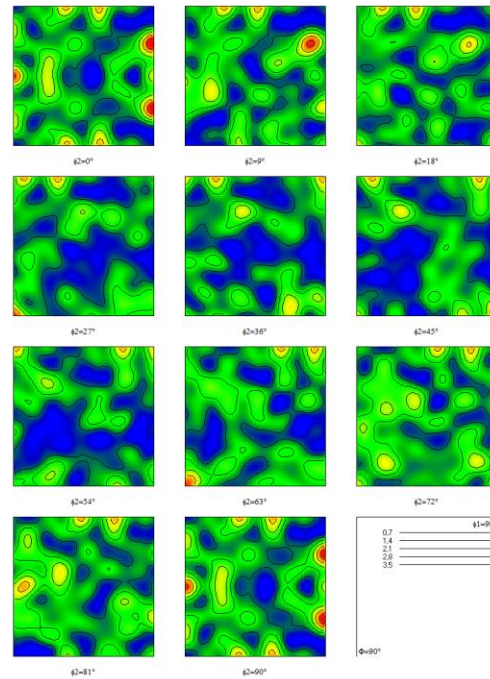


Figura 4.13. Mapa de la función de distribución de orientación de una muestra de aluminio AlCu5Mg, con cortes a 9.

En la descripción de desorientaciones se puede observar la diferencia entre la rotación de un grano y otro, se tiene la opción de colocar la frecuencia correlacionada, que es aquella medición de diferencia de Angulo que tiene un grano con sus vecinos inmediatos, y la no correlacionada, que es la distribución angular en promedio de la muestra medida. Es posible también insertar la curva teórica de Mackenzie que indica el comportamiento de distribución de grano ideal para el material. Los tres comportamientos se presentan en la figura 4.14.

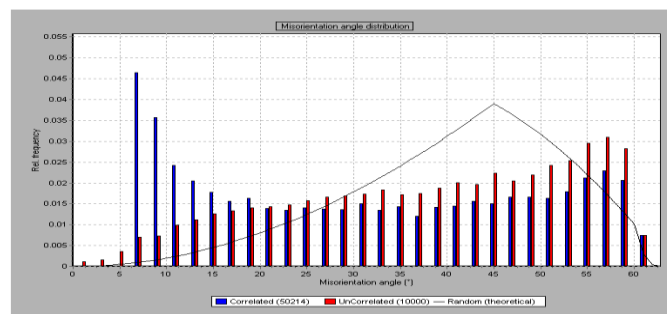


Figura 4.14. Se observa el grafico con el comportamiento de la estructura correlacionada y no correlacionada comparado con la curva teórica de Mackenzie.

CAPÍTULO 5

RESULTADOS Y DISCUSIÓN

5.1 Introducción.

En el presente trabajo se han obtenido las texturas cristalográficas de piezas fabricadas a partir de aleaciones de aluminio usadas en la industria automotriz, mediante la caracterización de diferentes zonas de cabeza para motor, monobloques, muestras de laboratorio tipo wedge y brazos de prueba de agrietamiento. Se analizó en cada una de las piezas la orientación cristalográfica preferencial; en estas piezas se utilizó la aleación de aluminio tipo 206.

Después de ser analizados los cuatro grupos de muestras a diferentes velocidades de solidificación, se realizó la correlación de la orientación cristalina de los granos en las diferentes zonas de solidificación mediante la técnica de difracción de electrones retro-dispersados (EBSD, por sus siglas en inglés de *Electrón Back Scatterd Diffaction*). Además, se realizó el mismo estudio en las muestras que presentaron grietas por contracción, en estos casos se determinó la orientación cristalográfica en las zonas adyacentes al defecto. La información obtenida de las muestras agrietadas permite determinar si existe una orientación preferencial de los granos circundantes a las grietas y así establecer las bases para eliminar la presencia del defecto en este tipo de aleaciones. Así

mismo, permitiría correlacionar la orientación preferencial de granos, mediante el desarrollo y evolución de fibras y componentes de textura, con las velocidades de solidificación. El resultado del resto de las muestras se enfoca en el conocimiento de preferencias de orientaciones del material con y sin refinamiento de grano y a diferentes tiempos de solidificación.

En la figura 5.1 se muestra la microestructura típica de las aleaciones de aluminio del tipo 206, formada por un matriz celular de aluminio con intermetálicos ricos en cobre.

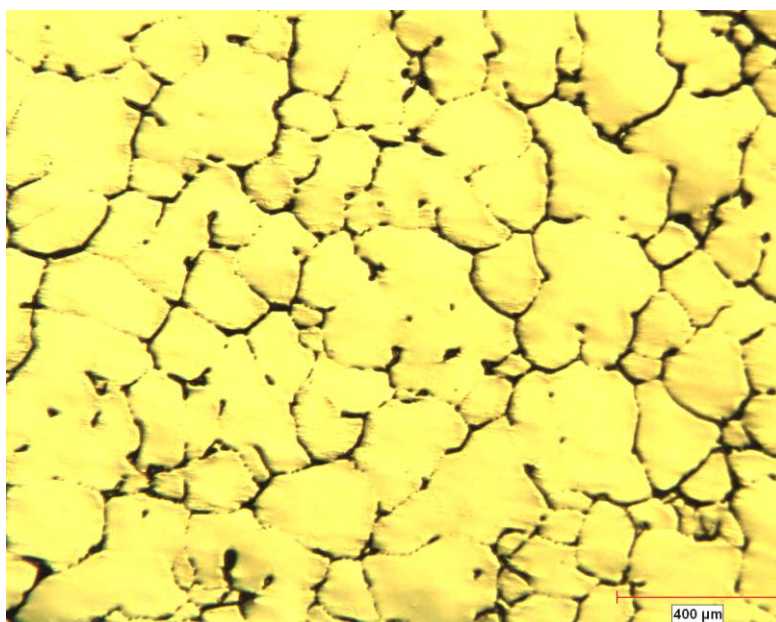


Figura 5.1. Microestructura de la aleación 206, se aprecian las celdas de aluminio e intermetálicos de cobre.

Para evitar el agrietamiento por contracción se usan refinadores tales como aleaciones maestras de titanio y zirconio. Como se ha mencionado anteriormente, este trabajo se enfoca en tres variantes de la aleación 206. Estas se muestran en la Tabla 5.1.

En las figuras 5.2 a la 5.4 se muestran microestructuras típicas de las aleaciones que comprenden este estudio. Cabe mencionar que las Aleaciones 1 y 2 son prácticamente idénticas, la excepción es el contenido de Ti, cuyo rol en la aleación es el de refinar el tamaño de grano para minimizar el efecto de agrietamiento por contracción.

Tabla 5.1. Composición química aleaciones utilizadas.

Elemento	Si	Cu	Fe	Mn	Mg	Zn	Ti	P	B	Zr
Aleación 1 AlCu5	<0.1	4.7-4.9	<0.1	0.3-0.4	0.3-0.4	<0.05	--	--	--	<0.05
Aleación 2 AlCu5+Ti	<0.1	4.7-4.9	<0.1	0.3-0.4	0.3-0.4	<0.05	0.01	--	<0.04	<0.05
Aleación 3 AlCu7+Zr	0.099	7.61	0.115	0.482	0.009	0.023	0.095	12	<1	0.21

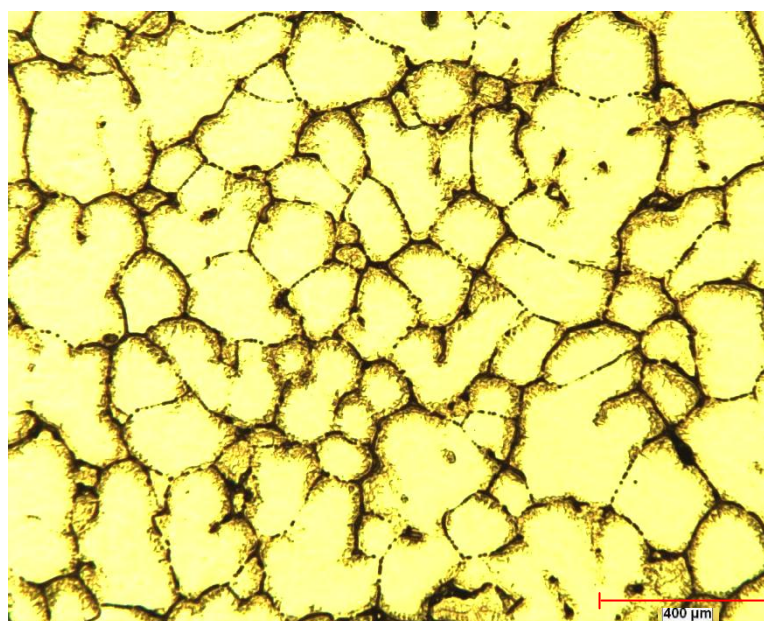


Figura 5.2. Micrografía del material 206 aleación 1, AlCu5 (400X).

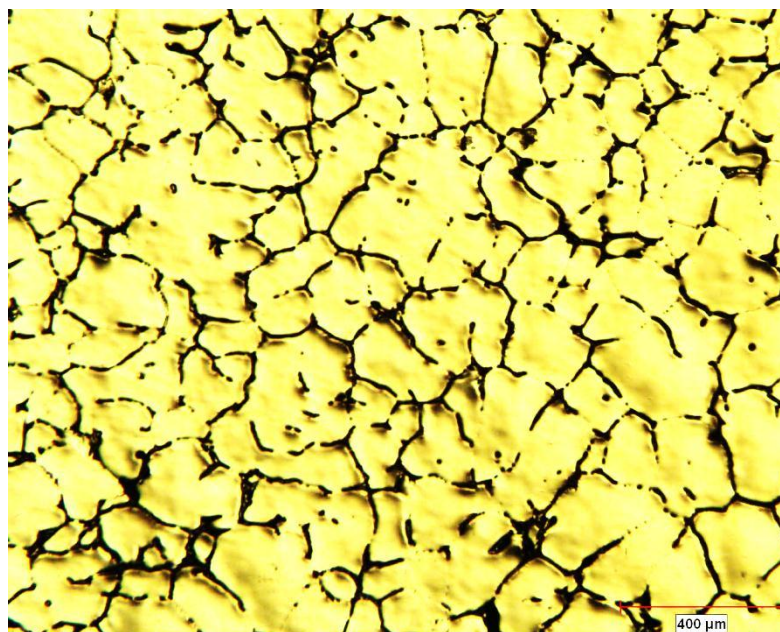


Figura 5.3. Micrografía del material 206 aleación 2, AlCu5+Ti (400X).

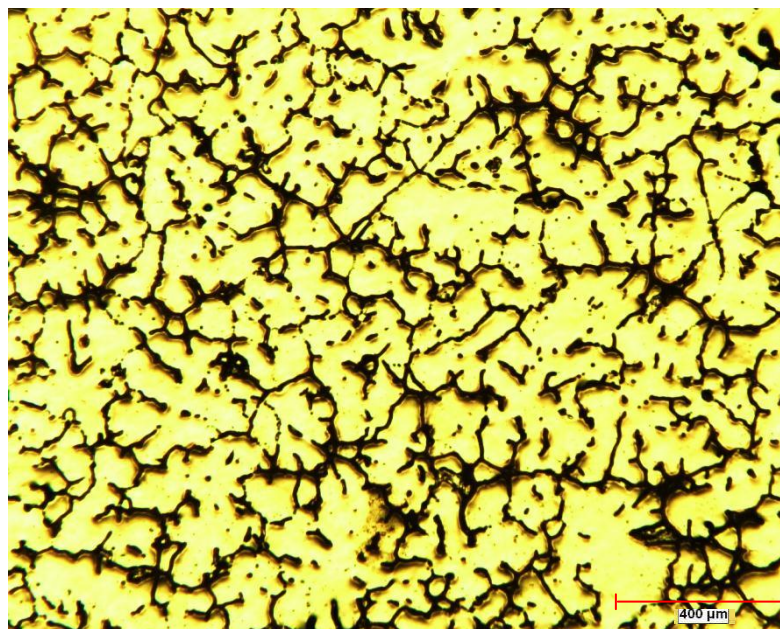


Figura 5.4. Micrografía de la aleación 3, AlCu7+Zr (400X).

Las muestras tomadas de monobloques de motor fueron fabricadas usando el proceso de baja presión en molde de arena. El resto de las muestras se produjeron mediante el proceso de vaciado por gravedad, ya sea en molde de arena (wedge) o en molde metálico (cabezas y brazos).

La composición química se logró ajustando aluminio primario hasta obtener las composiciones químicas deseadas. Las aleaciones utilizadas se muestran en la Tabla 5.2, en donde se reportan las velocidades de solidificación y los tamaños de grano de cada una de las muestras. Las aleaciones 1y 2 se usaron en las muestras de monobloque y en la prueba de fractura (brazos). Así mismo la aleación 3 se usó en las muestras identificadas como Cabeza Linz.

Tabla 5.2. Velocidades de solidificación y tamaño de grano de las muestras.

Muestras		Aleación	Velocidad de solidificación (°C/S)	Tamaño de grano (µm)
Monobloque	Bancadas	AlCu5+Ti	3.0	70
	Mamelón	AlCu5+Ti	0.1	150
	Interliner	AlCu5+Ti	0.3	120
Wedge	W2+Ti	AlCu5+Ti	0.13	70
	W4+Ti	AlCu5+Ti	1.0	120
	W5+Ti	AlCu5+Ti	3.0	150
	W2	AlCu5	0.13	70
	W4	AlCu5	1.0	120
	W5	AlCu5	3.0	150
	A1	AlCu5	3.0	90
Brazos	B1+Ti	AlCu5+Ti	3.0	90
Cabeza Linz	Cámaras	AlCu7+Zr	3.0	301
	WJ	AlCu7+Zr	1.0	281

Como se mencionó anteriormente, a dos de estas aleaciones (identificadas como 2 y 3) se le añadieron refinadores de grano con el fin de minimizar las grietas por contracción. Un refinador de grano actúa sobre la aleación durante el proceso de solidificación.

Para este estudio se utilizó el refinador titanio-boro 5Ti1B (adición 0.015%Ti) y una aleación maestra de zirconio AlZr (adición 0.20%Zr). Estos dos tipos de refinadores son comúnmente empleados para la familia de aleaciones de la serie 2XX.

5.2 Análisis microestructural

La fase de aluminio primario en las aleaciones serie 2XX con muy bajos contenidos de silicio y hierro solidifican en forma de celdas equiaxiales que darán origen a los granos, a diferencia de los aluminios de la serie 3XX en donde se observan estructuras dendríticas.

La determinación del tamaño de grano arrojó mediciones entre 70 y 300 μm , esto se debe a la cantidad de refinadores que fueron añadidos a la aleación, tanto a la naturaleza de la aleación y el tiempo de solidificación en cada caso.

En las figuras 5.4, 5.6, 5.7 y 5.8 se muestran las microestructuras de los muestras utilizadas en esta investigación. En la figura 5.4 puede apreciarse la naturaleza celular de la aleación. Esta se logra adicionando Ti como refinador de grano. Es primordial para evitar la estructura dendrítica la cual tiene un efecto negativo sobre las propiedades mecánicas de la aleación.

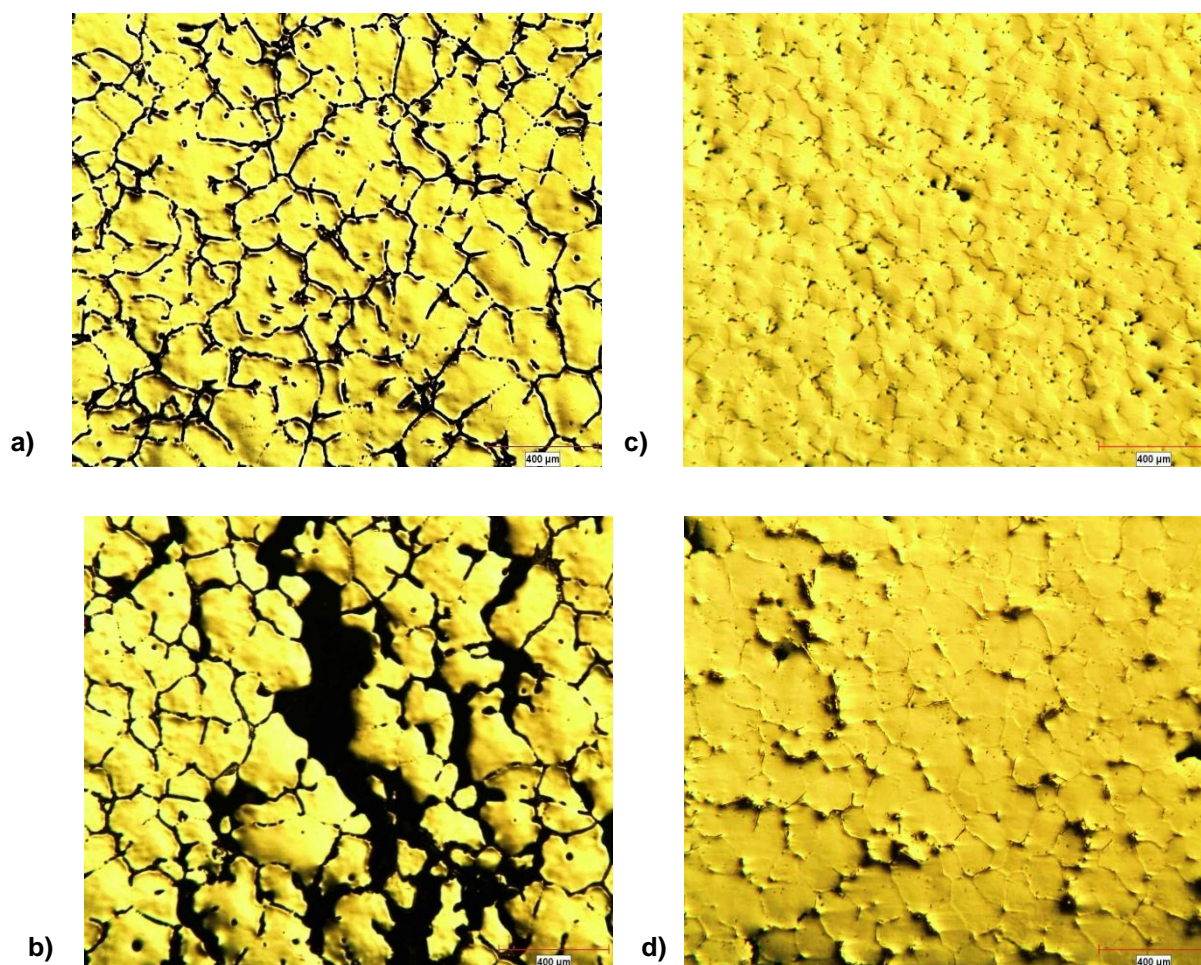


Figura 5.5. Microestructuras obtenidas de las muestras del monobloque, a) Puente entre cilindros sin grieta aleación AlCu5+Ti, b) Puente entre cilindros con grieta, aleación AlCu5+Ti, c) Bancadas, aleación AlCu5+Ti, d) Mamelón, aleación AlCu5+Ti.

La fase interconectada rodeando los granos de aluminio es rica en cobre, como se observa en el espectro del material (figura 5.6) ^[77]. Esta fase está formada primordialmente por cobre y aluminio, con trazas de silicio y hierro. Esta fase es la responsable, al mismo tiempo, de la alta resistencia de la aleación así como su propensión al agrietamiento por contracción. Como se mostrará más adelante, con la AlCu7+Zr con contenidos de cobre superiores al 5 % en peso el agrietamiento es más frecuente

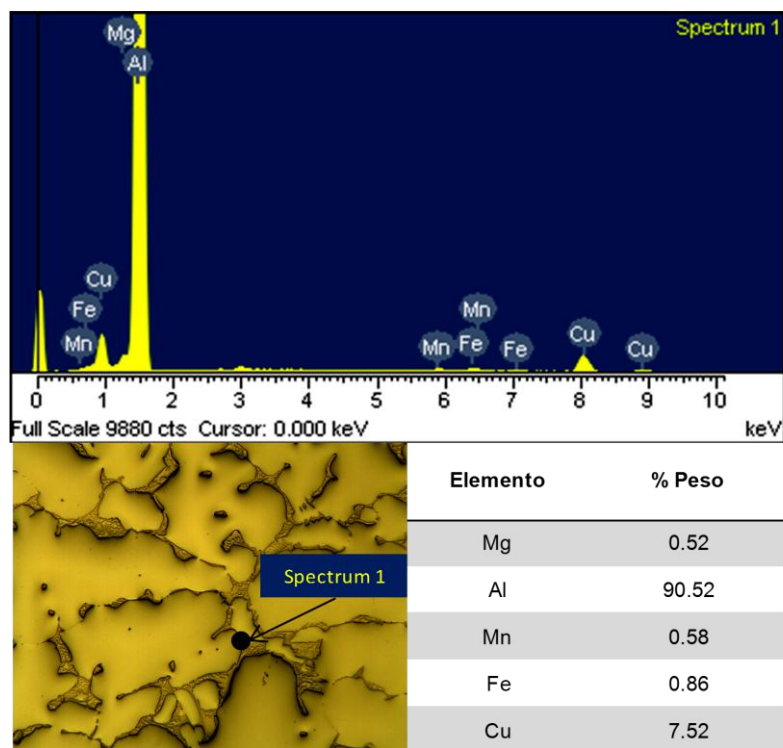


Figura 5.6. Espectro aleación 206.

En la figura 5.5 b) se muestra el tipo de agrietamiento característico de estas aleaciones, el cual evidentemente sigue las fronteras de grano. Cabe mencionar que de acuerdo a la Tabla 5.2 la zona de la grieta (en el puente entre cilindros) presenta una velocidad de solidificación relativamente lenta, de alrededor de $0.3\text{ }^{\circ}\text{C/seg}$. Una condición similar se muestra también en la figura 5.5 a). Esta aleación contiene valores de hasta 7.61% en peso de cobre y contenidos de hierro y silicio de 0.115% y 0.099% en peso respectivamente. Como se mencionó en el capítulo anterior la aleación se refinó con zirconio (0.21% en peso). Sin embargo la grieta se presenta en zonas de rápida solidificación (alrededor de $3\text{ }^{\circ}\text{C/seg}$). Se aprecian trazas de morfología dendrítica en esta aleación en las piezas analizadas. El contenido de Zr o la presencia de este elemento per se no promueven una estructura adecuada para garantizar una aleación libre de grietas por contracción a altas velocidades de solidificación. Las figuras 5.7 c) y d) muestran una grieta abierta para su posterior análisis de orientación cristalográfica.

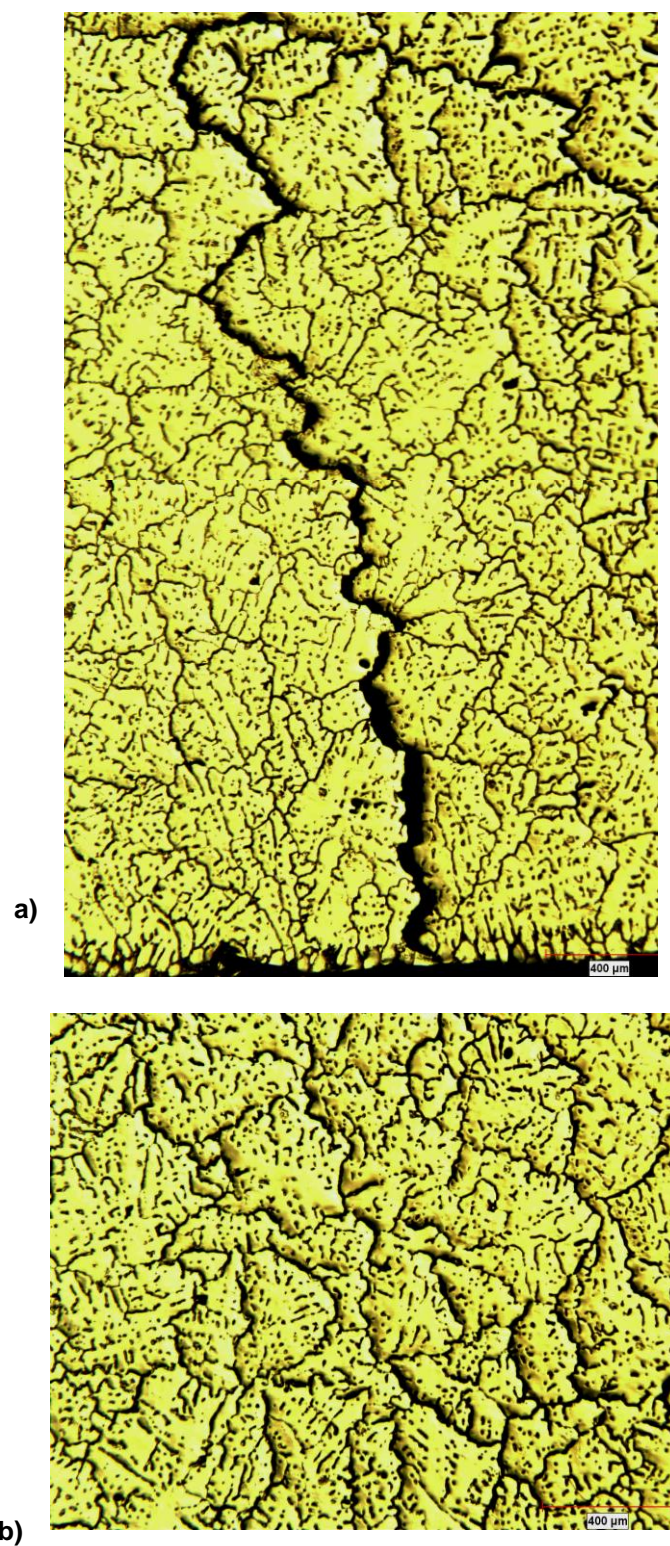


Figura 5.7. Continuación Microestructura de la cabeza Linz cara cámaras, aleación 206 + Zr, a) Grieta en asientos de válvulas, aleación AlCu7+Zr, b) Zona cámaras sin defecto, aleación AlCu7+Zr.

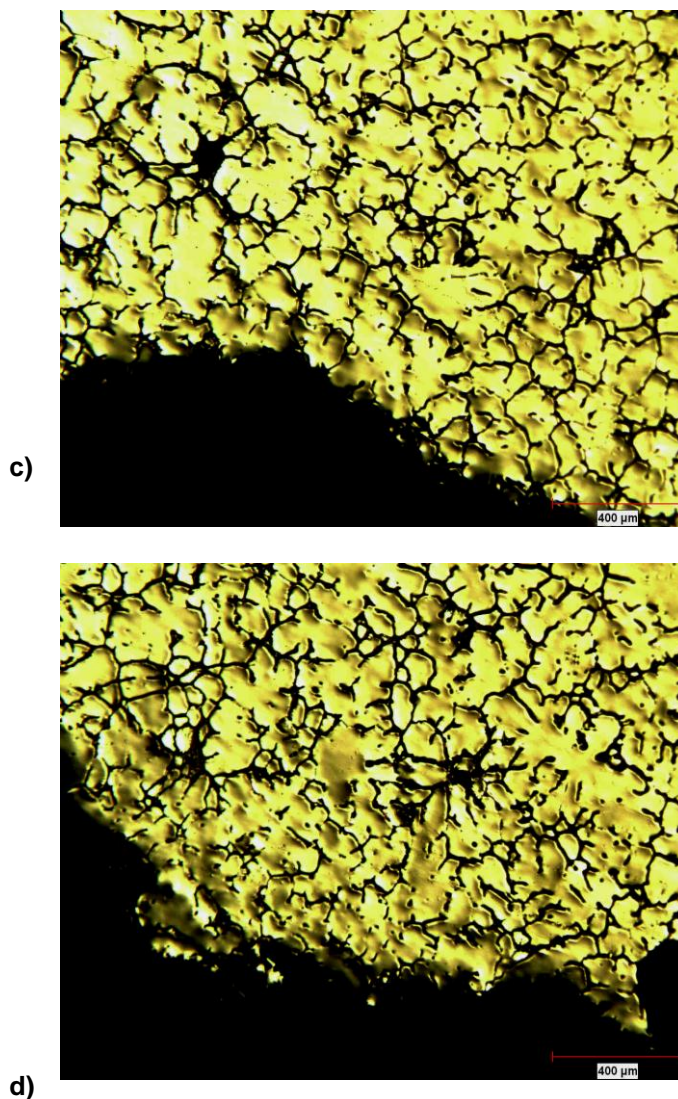


Figura 5.7. c) y d) Zona de la chaqueta de enfriamiento con grieta abierta, aleación AlCu7+Zr.

Los brazos para las pruebas de agrietamiento por contracción permiten llevar a cabo un análisis comparativo entre aleaciones por su sensibilidad a este fenómeno [78].

Las microestructuras de las muestras identificadas como tipo wedge de las aleaciones AlCu5 y AlCu5+Ti se muestran en la Figura 5.9. En las pruebas tipo wedge se observan las diferentes velocidades de solidificación que experimentan las aleaciones y los lingotes así fabricados son usados normalmente para evaluación de propiedades mecánicas. Cabe mencionar que

no se observaron grietas por contracción en ninguna zona de estas muestras. Esto último era de esperarse, ya que todas las muestras fueron refinadas con Ti. De la misma manera, se observa la red rica en cobre interconectada en toda la microestructura de las muestras analizadas. La solidificación en el molde de wedge no genera los esfuerzos tensiles que ocasionan el agrietamiento, por lo que el Ti podría no ser el responsable de la ausencia de grietas.

En todas estas microestructuras se realizó el estudio de orientación cristalográfica, buscando una correlación entre orientación de grano, presencia de la grieta y rapidez de solidificación. Los resultados y discusión de los mismos se presentan en la sección 5.3.

En la figura 5.8 se muestran las microestructuras de las muestras de brazos de agrietamiento, con y sin titanio, haciendo notar visualmente la influencia del refinador a la tendencia a agrietar del material.

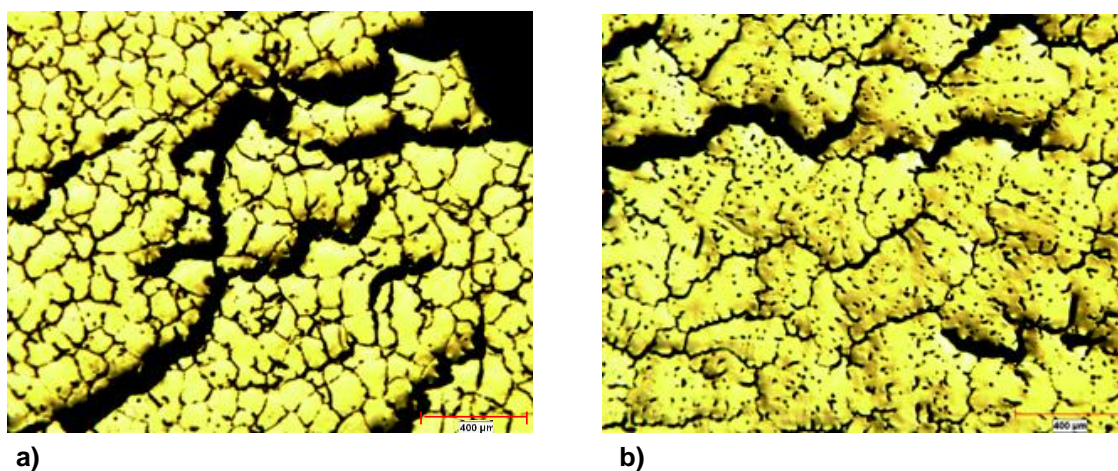


Figura 5.8. Desarrollo de la microestructura de los brazos de prueba de agrietamiento a) brazos de prueba A1, aleación AlCu5 y b) brazos de prueba B1+Ti, aleación AlCu5+Ti.

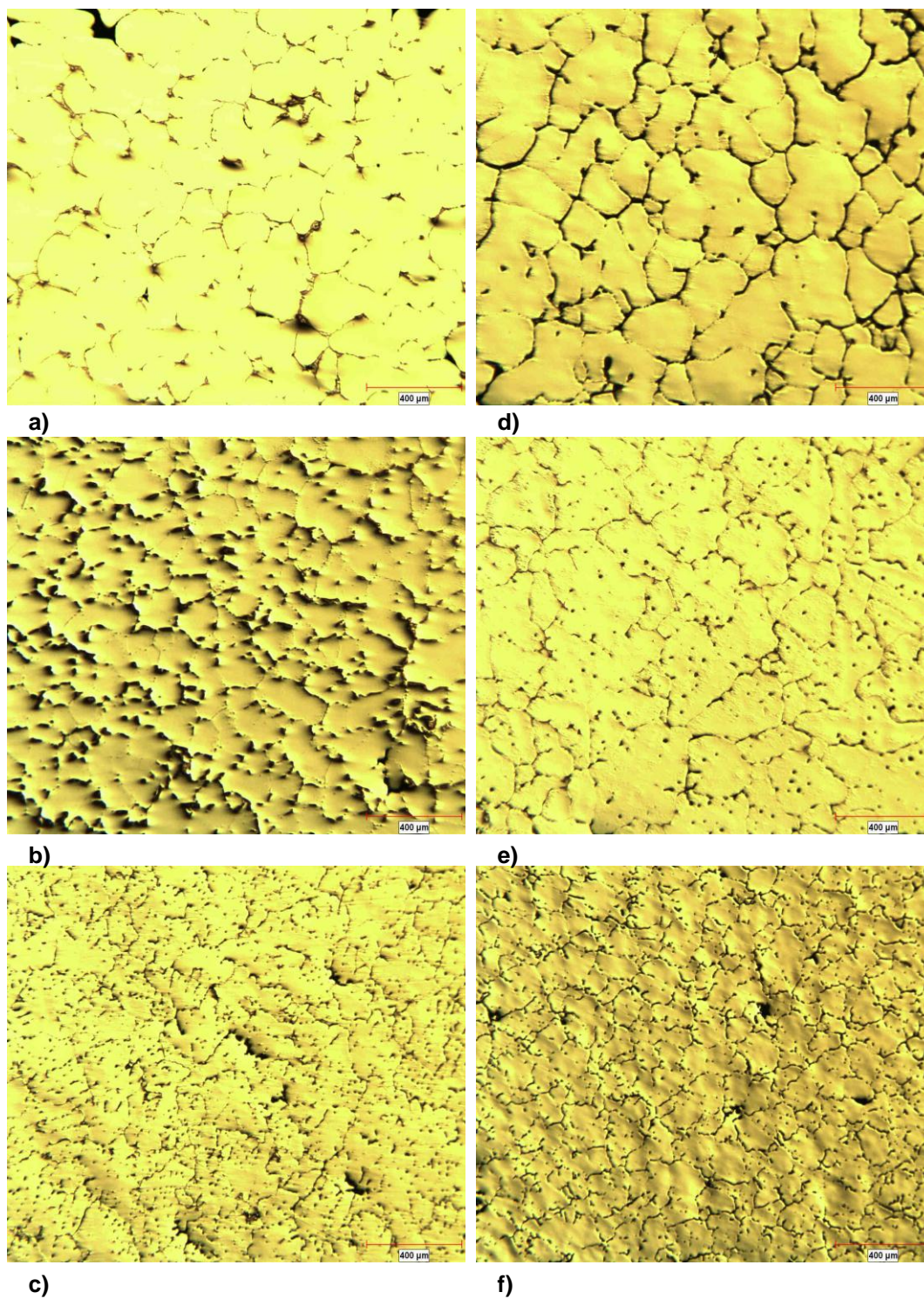


Figura 5.9. Microestructura observada en las muestras tipo wedge, a) W2, aleación AlCu5, b) W4, aleación AlCu5 c) W5, aleación AlCu5, d) W2+Ti, aleación AlCu5Ti e) W4+Ti, aleación AlCu5Ti, f) W5+Ti, aleación AlCu5Ti.

5.3 Análisis por difracción de electrones retrodispersados (EBSD)

La técnica de análisis por difracción de electrones retrodispersados permite interpretar los datos mediante imágenes de orientaciones preferenciales, ángulos de desorientación, componentes de textura, componentes de fibras, figuras de polos y funciones de distribución de orientación. El uso del programa computacional Channel 5 permite realizar todas estas interpretaciones con el fin de conocer a fondo el comportamiento del material.

Las orientaciones preferenciales se representan mediante cambios de color en los cristales del material reflejados en la imagen obtenida por SEM, estos colores indican la inclinación del material hacia ciertas direcciones preferenciales referenciadas en el triángulo de figuras de polo inversa.

El análisis de los ángulos de desorientación sigue el patrón teórico de orientación para materiales metálicos (aleaciones de aluminio) desarrollado por Mackenzie [referencia]. Se presentan a continuación los resultados de las curvas reales para las aleaciones 206 con y sin refinador comparadas contra la teoría de materiales con orientaciones preferenciales.

La representación puede ser mediante familias de planos y direcciones llamados componentes de textura, los cuales están ubicados en la red cristalina en posiciones donde la repetitividad de este componente se encuentra con mayor incidencia.

Una proyección estereográfica del material puede ser reflejada mediante figuras de polos, en una figura de polo inversa, figura 5.10, se registra la densidad de los polos de los planos $\{hkl\}$, paralelos a una superficie dada de la muestra, sobre un triángulo característico del sistema cristalino del material, ésta se conoce como figura de polo inversa que es la normal a la superficie que

barre el triángulo de orientaciones en busca de aquellas que representan la textura.

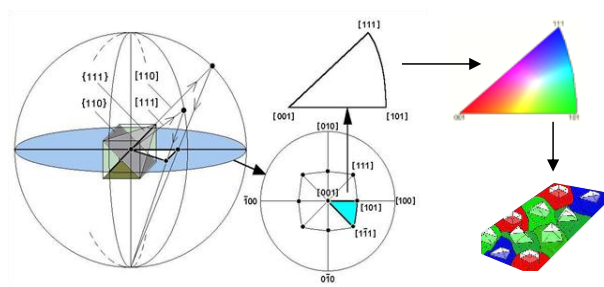


Figura 5.10. Proyección estereográfica para la representación de figuras de polo inversas.

Por último, también es posible describir las texturas mediante Funciones de distribución de orientación. Estas se utilizan para describir en forma planar las texturas cristalográficas, es necesaria una representación en un espacio tridimensional, esta representación se hace por medio de mapas o diagramas de distribución de orientación, FDOs, de esta manera es posible observar la presencia y comportamiento de fibras en el espacio cristalino del material. Estas fibras están compuestas por planos y direcciones característicos del material.

5.3.1 Orientaciones preferenciales (IPF)

Se determinaron las orientaciones cristalográficas preferenciales de los granos para las aleaciones que comprende este trabajo mediante la técnica de difracción de electrones retrodispersados (*Electron Backscatter Diffraction* (EBSD)). En la figura 5.11 se muestran de manera esquemática las áreas de los componentes de motor de donde se obtuvieron las muestras para este estudio. Para el Monobloque las muestras se identifican como: *Bancadas*, *Mamelones* y *puentes entre cilindros* y para la cabeza las muestras fueron tomadas de zonas con alta ocurrencia de agrietamiento en caliente como la zona de *cámaras* y *chaquetas de agua* (términos tomados de la nomenclatura de la industria automotriz), indicando la extracción de calor para cada caso. Esta dirección se utiliza para identificar los ejes en el Microscopio Electrónico de Barrido; estas

direcciones son utilizadas para determinar la orientación cristalina, estas zonas fueron seleccionadas como las áreas críticas para el desempeño de estos componentes.

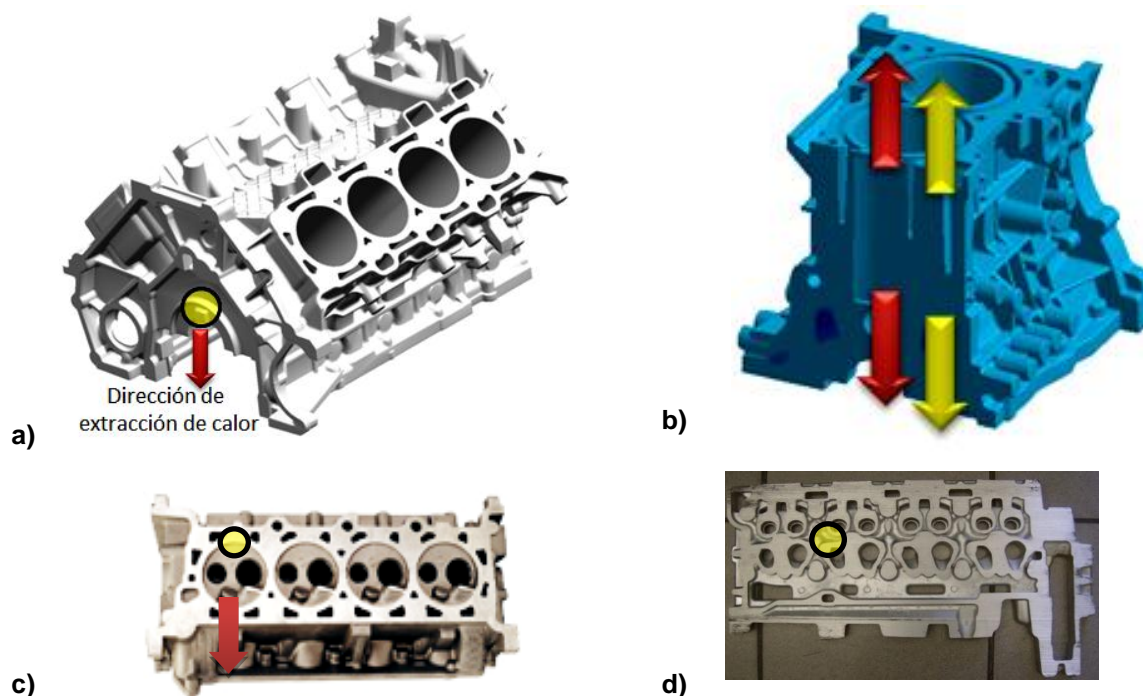


Figura 5.11. a) *Bancadas*, aleación AlCu5+Ti, extracción de calor propiciada por templadera de hierro, b) Extracción de calor no direccionada tanto para *Mamelones* como *puentes entre cilindros*, aleación AlCu5+Ti, c) Cabeza Linz zona *cámaras*, aleación AlCu7+Zr, d) Cabeza Linz zona *de la chaqueta de enfriamiento*, aleación AlCu7+Zr, la extracción de calor de esta sección es por medio del corazón de la chaqueta de enfriamiento.

En la figura 5.12 se muestran imágenes de la distribución de orientaciones cristalinas en la bancada. Se observa una ligera preferencia por la dirección $\langle 101 \rangle$, pero es claro que es una distribución aleatoria de orientaciones cristalográficas. En la muestra en mamelón los resultados son igualmente homogéneos. Por lo tanto en esta aleación AlCu5+Ti no se observa una orientación preferencial de los granos hacia la zona de extracción de calor. La diferencia del tamaño de grano entre bancadas y mamelones se debe a la diferencia en la velocidad de extracción de calor ($3^{\circ}\text{C}/\text{seg}$ contra $0.1^{\circ}\text{C}/\text{seg}$).

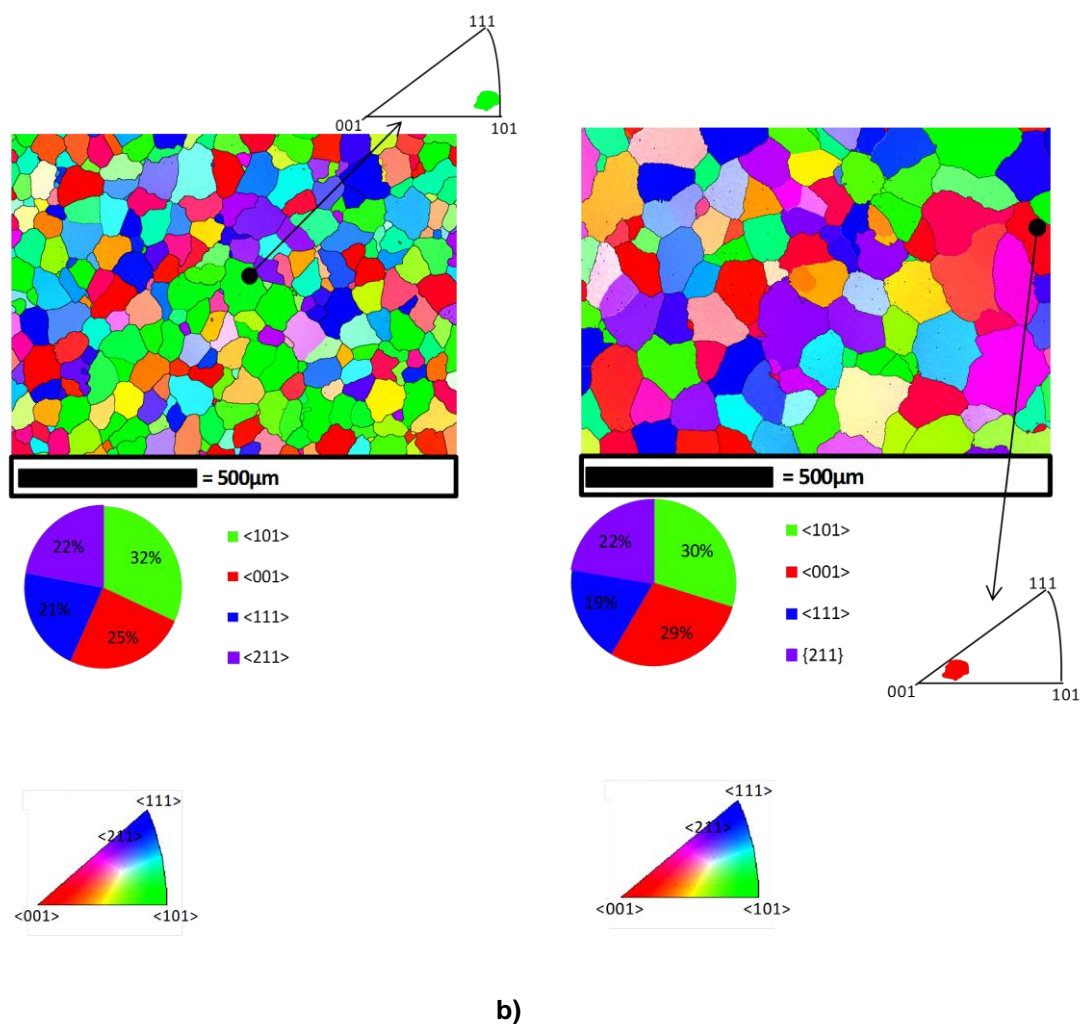


Figura 5.12. Orientaciones cristalinicas de monobloque en zonas de a) bancadas, aleación AlCu5+Ti y b) mamelones, aleación AlCu5+Ti.

En la zona de de puentes el enfoque es sobre la zona de la grieta. Otra de las hipótesis de este trabajo es que la orientación de granos tiene un efecto directo sobre la presencia de las grietas por contracción. En la figura 5.13 se muestra el contorno de la grieta en color negro. Es claro que no existe orientación preferencial alguna en las zonas aledañas al defecto. Esta muestra corresponde a un molobloque fabricado con la AlCu5+Ti.

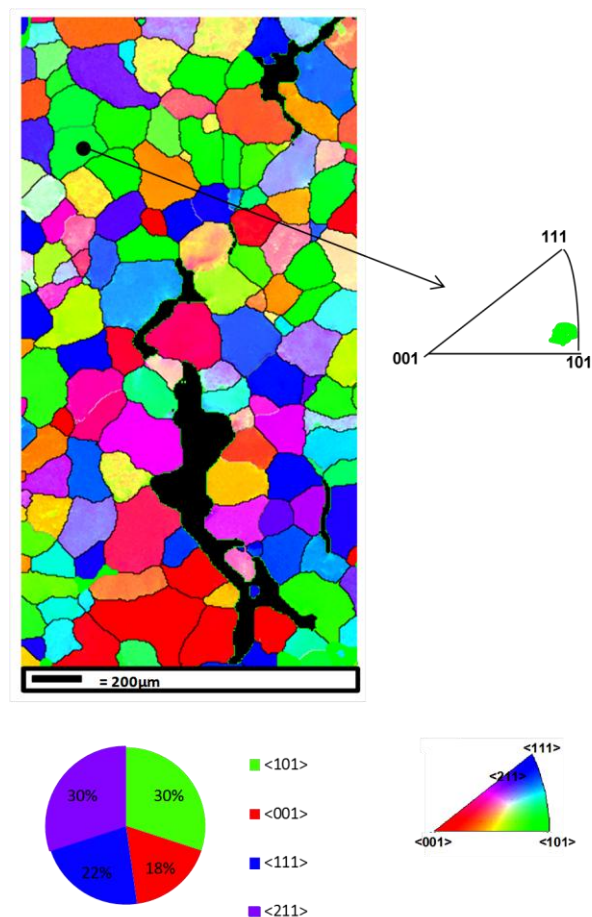
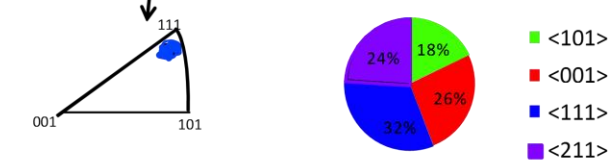
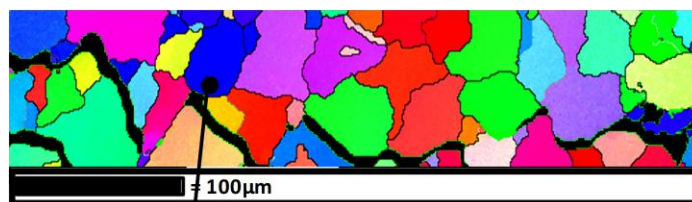
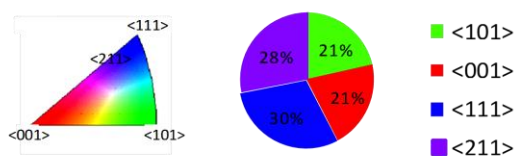
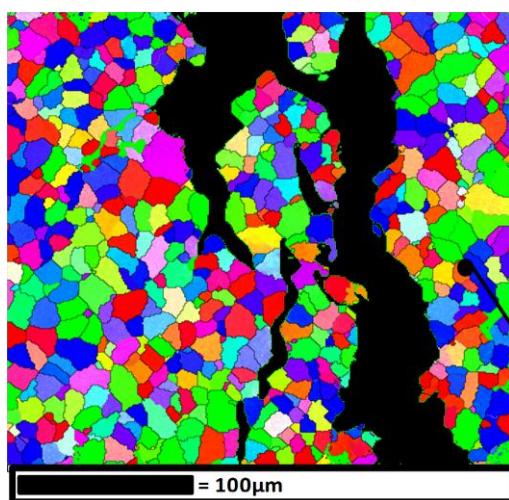
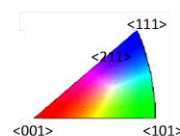


Figura 5.13. Orientaciones cristalinicas Interliner.

Posteriormente fueron analizadas las superficies de las muestras de brazos para pruebas de agrietamiento, los resultados se muestran en las imágenes de la figura 5.14, mostrando una completa aleatoriedad tanto en lo extenso de la grieta como en el resto de la superficie.



a)



b)

Figura 5.14. Imagen de la orientación cristalina de los granos adyacentes al agrietamiento del material. a) Brazos de prueba A1, b) Brazos de prueba B1+Ti

Para las cabezas fabricadas con la aleación AlCu_7Zr también se concentró el estudio sólo en las zonas de grietas. En este caso, a pesar de ser una aleación refinada con zirconio los resultados fueron los mismos: ausencia de una orientación preferencial de granos a lo largo de la zona del defecto.

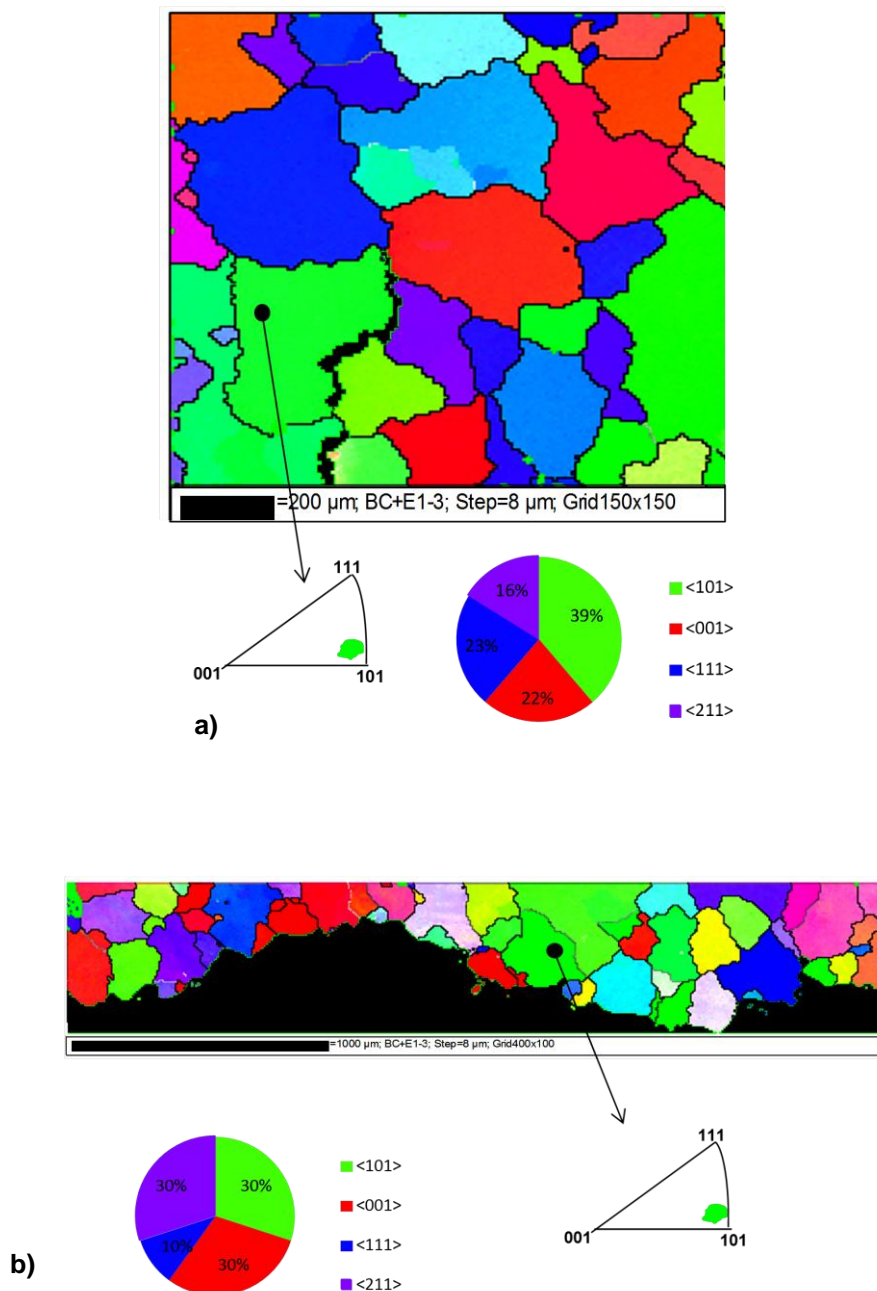


Figura 5.15. Orientaciones cristalinas de la muestra obtenida de la cabeza. a) La zona cámaras con grieta intergranular, aleación AlCu_7Zr b) Orientación cristalina de la superficie agrietada en la zona water jacket, aleación AlCu_7Zr .

Por último en la figura 5.16, se reportan los resultados de las muestras de las wedge en las cuales se presentan velocidades de solidificación desde 0.1 °C/seg hasta 3 °C/seg. Una vez más, no se observa orientación preferencial alguna en todas las muestras estudiadas. Esto es válido para tanto las aleaciones con y sin refinador.

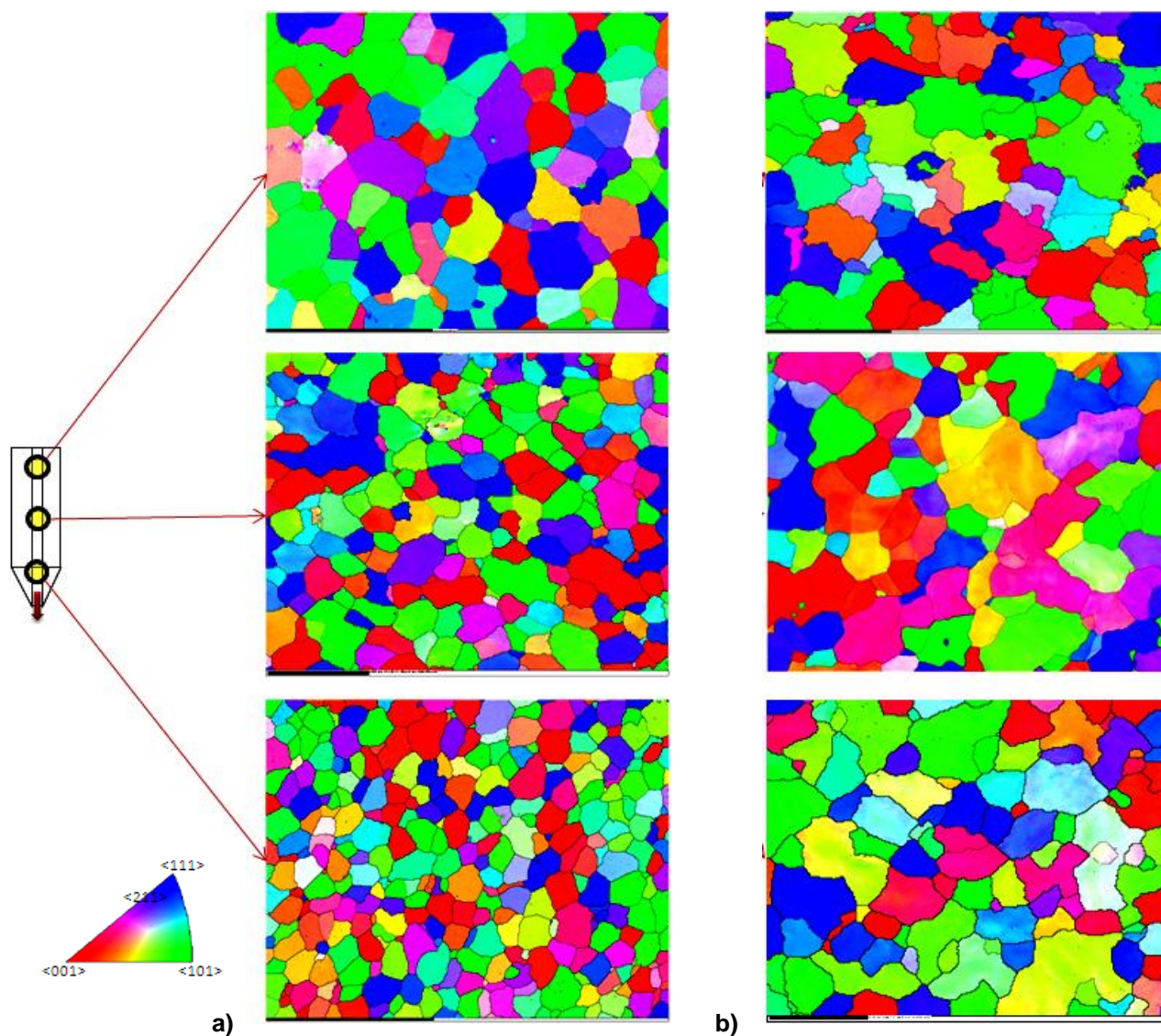


Figura 5.16. Orientaciones cristalinas de las muestras tipo wedge a) AlCu5 +Ti y b) AlCu5Ti.

5.3.2 Ángulos de desorientación

Como se explicó anteriormente, la distribución de Mackenzie es un indicador [R], mediante los ángulos de desorientación, del grado de aleatoriedad de los granos presentes en la microestructura. Cuando los ángulos medidos de desorientación toman esta distribución, significa que los granos no presentan una orientación preferencial. En el caso contrario se encontrarían las barras de distribución de orientación fuera de la curva teórica para este material.

En las figuras 5.17 a la 5.20 se muestran las distribuciones de los ángulos de desorientación de las muestras analizadas.

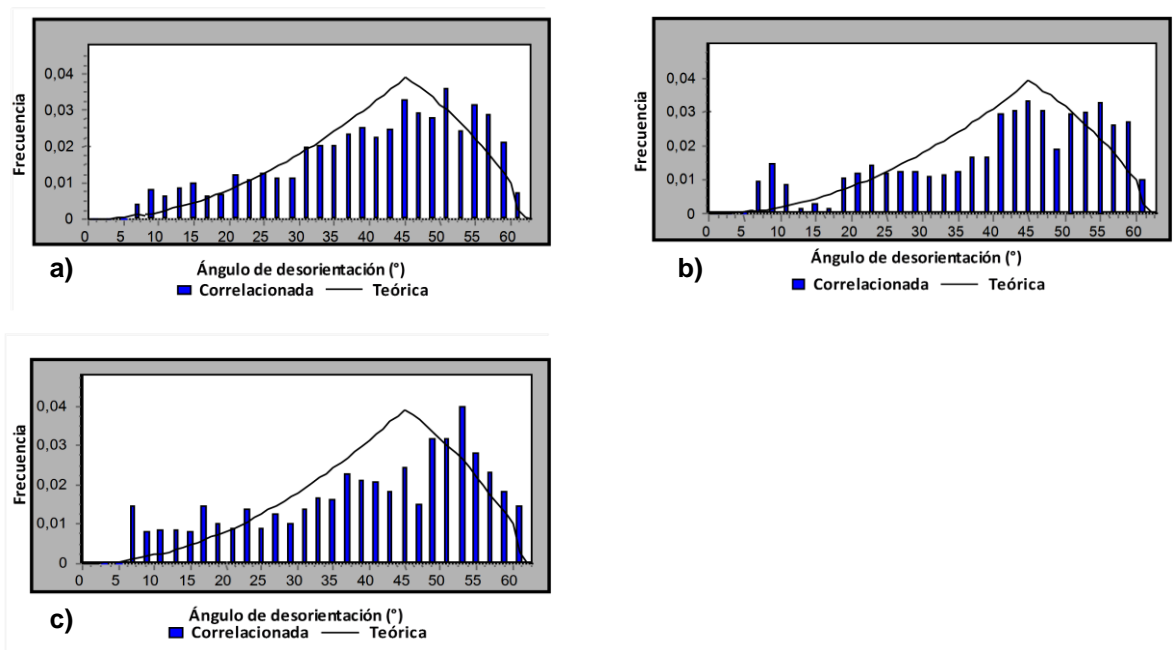


Figura 5.17 Distribución de orientaciones angulares en monobloque, a) Bancadas, aleación AlCu5+Ti, b) Mamelón, aleación AlCu5+Ti y c) Interliner, aleación AlCu5+Ti.

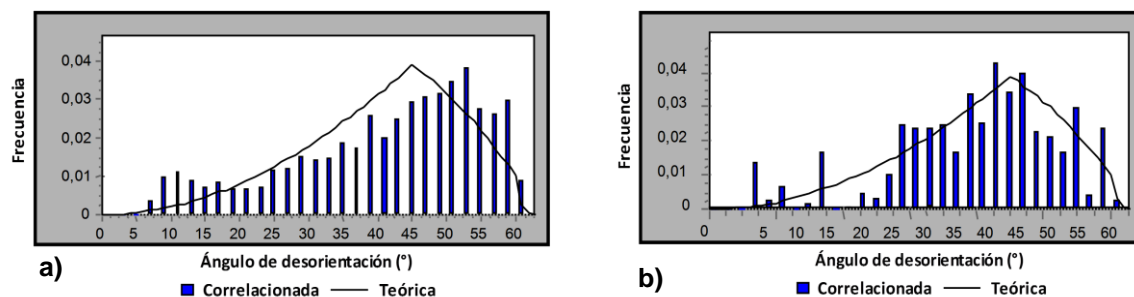


Figura 5.18 Distribución de orientaciones angulares para cabeza, a) zona cámaras, aleación AlCu7Zr, b) Water Jacket, aleación AlCu7Zr.

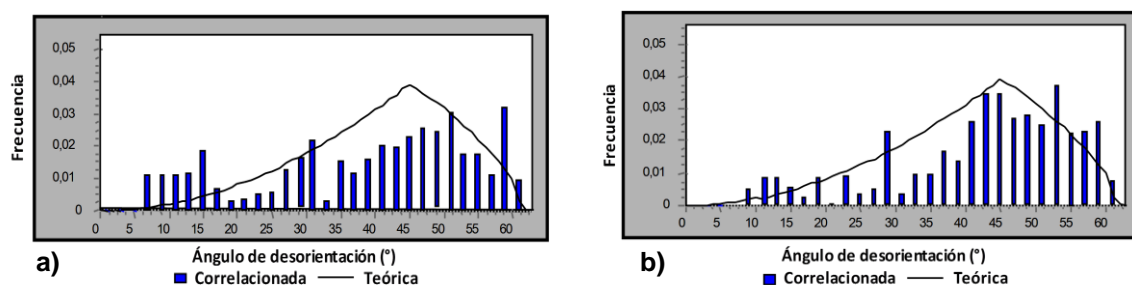
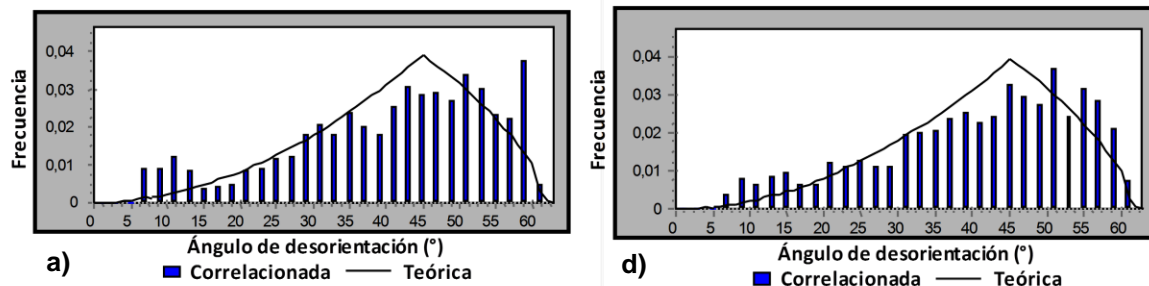


Figura 5.19 Distribución de orientaciones angulares para brazos de prueba, a) AA y b) AB.

Es evidente que lo observado en el estudio de orientaciones preferenciales se confirma, a partir de las gráficas de ángulo de desorientación, que no existe orientación preferencial alguna en todas las muestras analizadas.



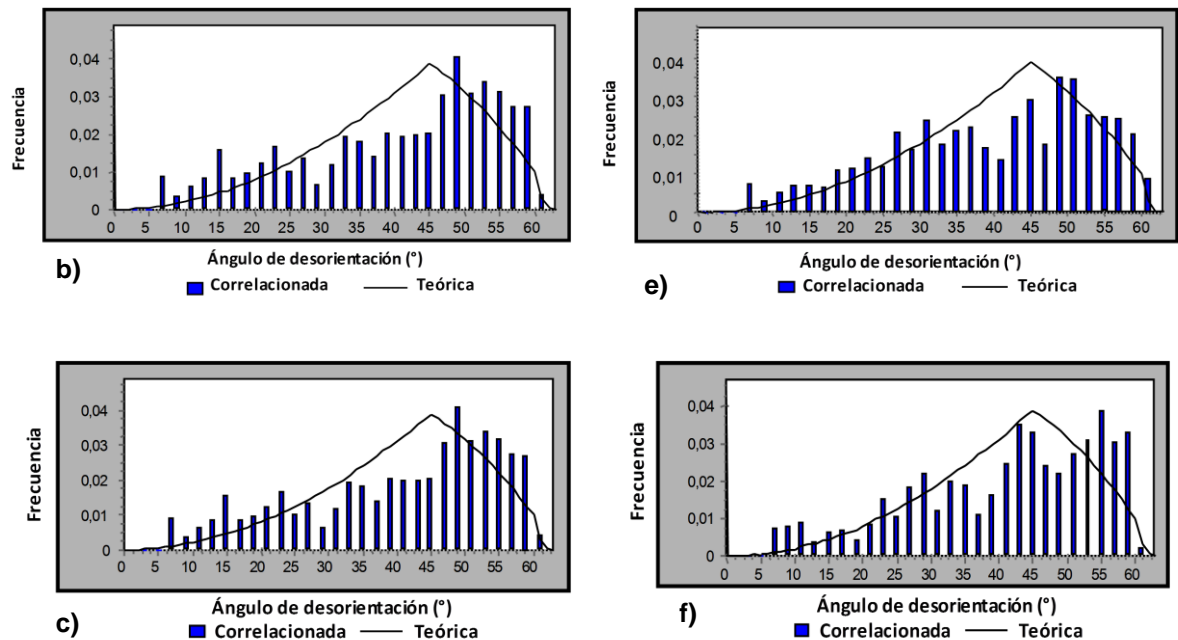


Figura 5.20 Distribución de orientaciones angulares para Wedge, a) W2, aleación AICu5, b) W4, aleación AICu5 c) W5, aleación AICu5, d) W2+Ti, aleación AICu5Ti e) W4+Ti, aleación AICu5Ti, f) W5+Ti, aleación AICu5Ti.

5.3.3 Componentes de textura

El analizador de texturas permite mostrar las intensidades de la textura para cada fibra, en las siguiente imágenes posible observar la distribución de las fibras que proyecta el material.

Existen cinco tipos de fibras que pueden ser identificadas por el programa utilizado y son las cubo, Goss, latón, cobre y S, la relación de orientación entre éstas se muestra en la figura 5.21.

Se describen a continuación las fibras encontradas en la microestructura del material para cada muestra. La mayoría de las muestras exhibe una tendencia hacia la fibra “S”, esta es una fibra de transición, en la cual su orientación está indefinida, ya que está ubicada entre la familia de planos $\langle 101 \rangle$ y familia de direcciones $\{101\}$. Se muestra la distribución de componentes en las muestras monobloque, Brazos, Cabeza y Wedge de las figuras 5.22 a 5.25.

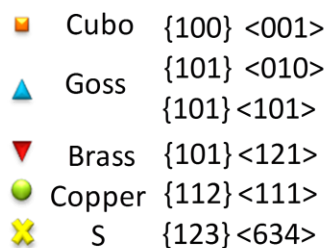


Figura 5.21. a) Familias de planos y direcciones pertenecientes a cada fibra.

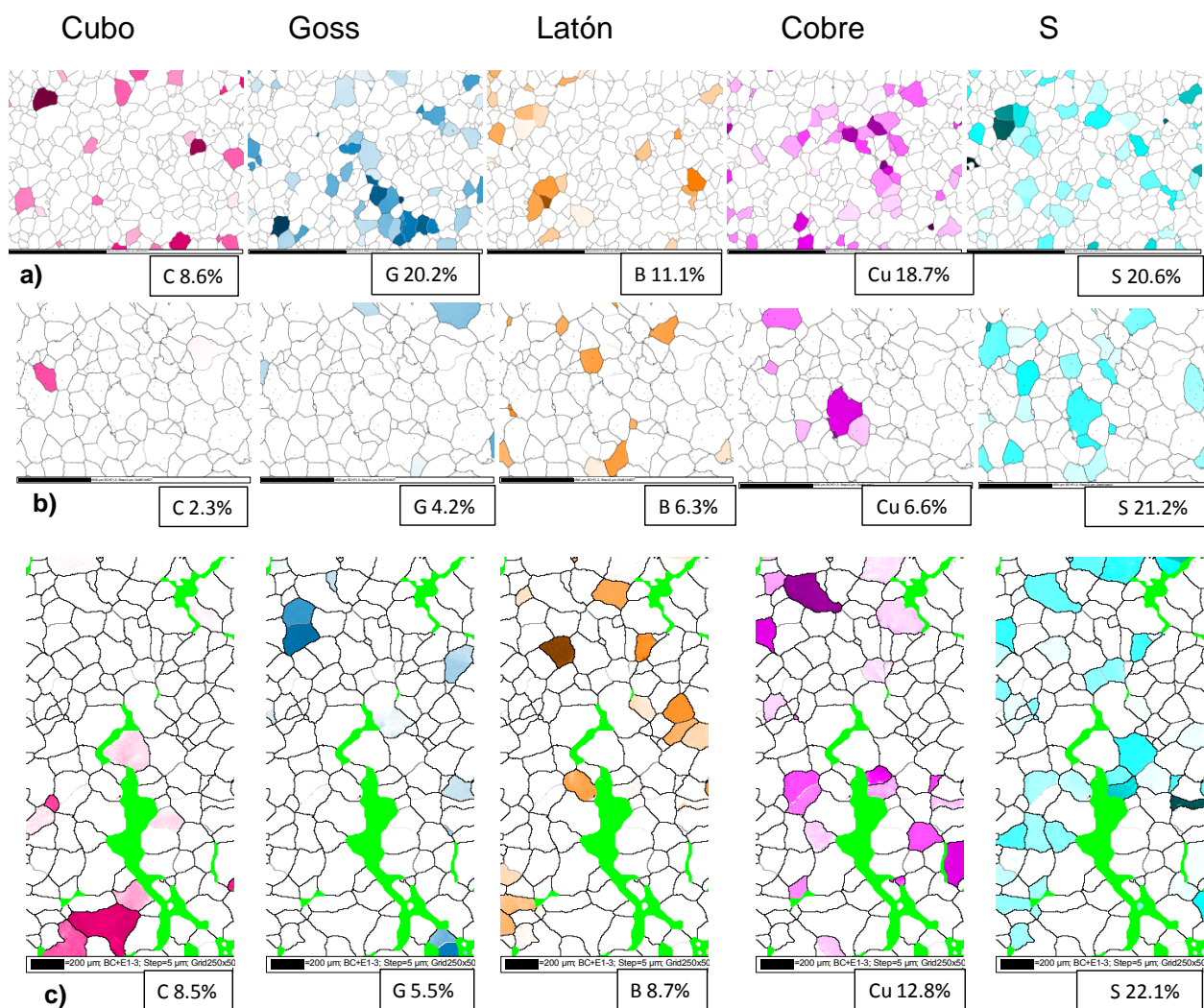
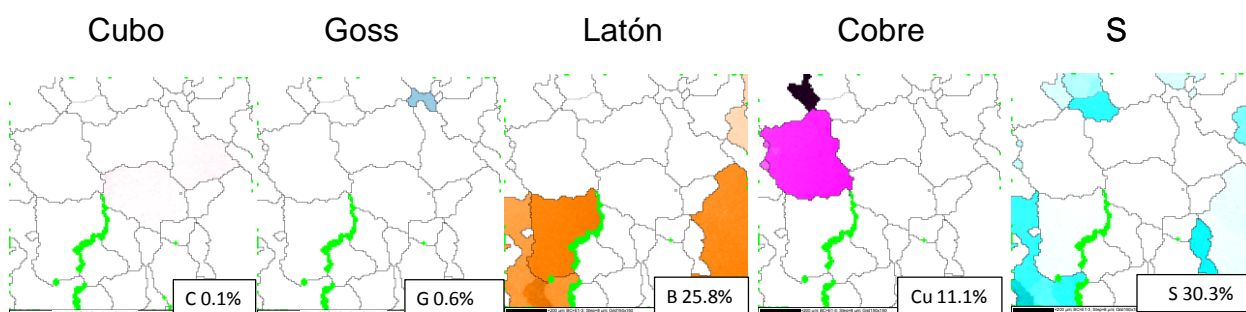
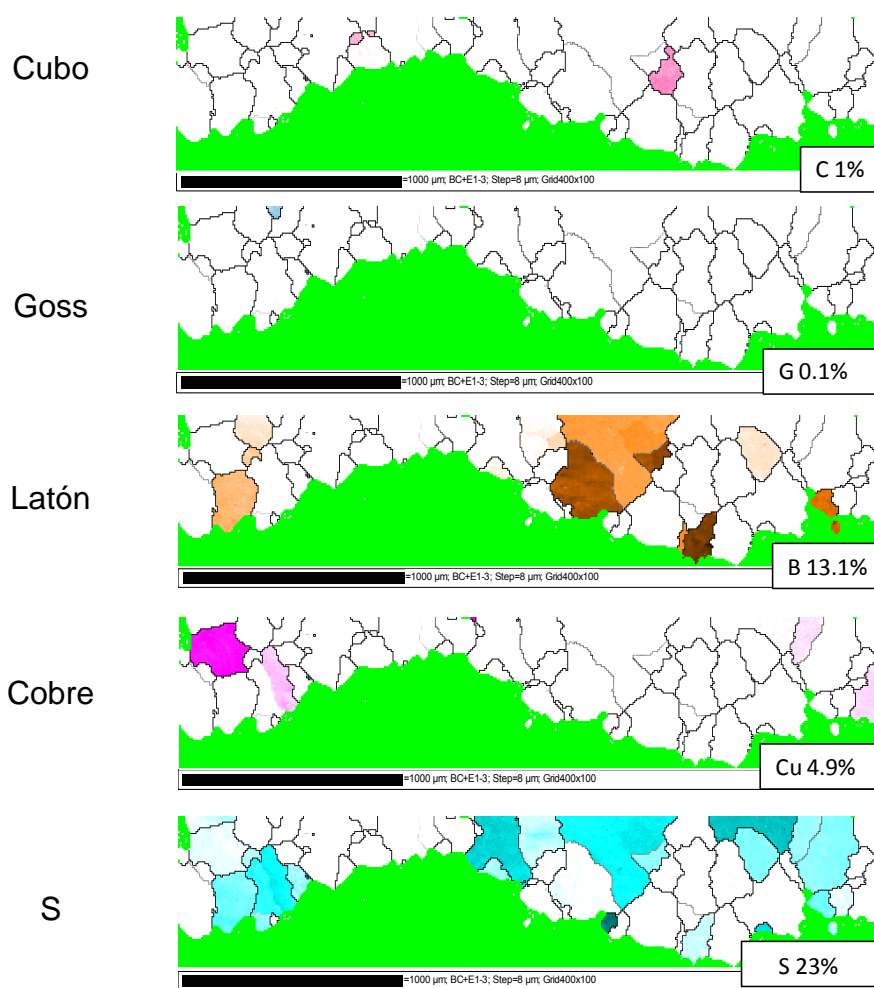


Figura 5.22 Ubicación de intensidades de orientación para monobloque, a) Bancada, aleación AlCu5+Ti, b) Mamelón aleación AlCu5+Ti y c) interliner, aleación AlCu5+Ti.

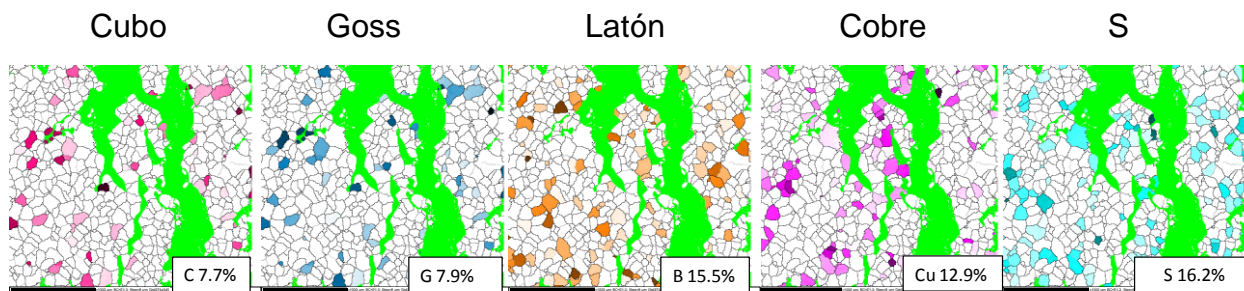


a)

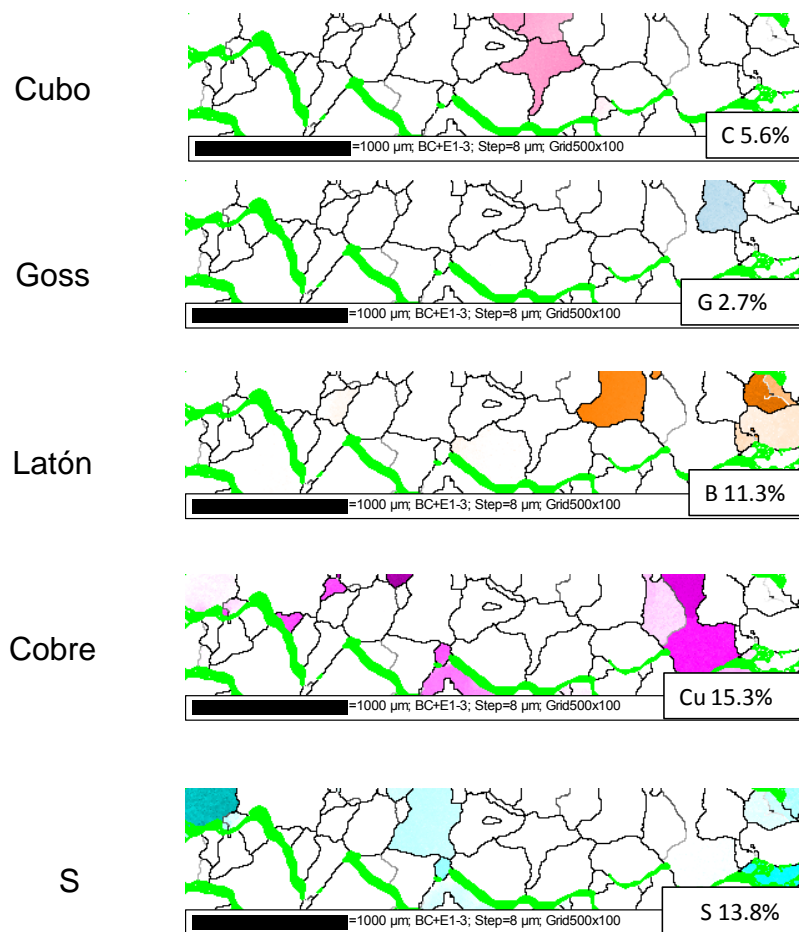


b)

Figura 5.23. Ubicación de intensidades de orientación para cabeza Linz, a) zona cámaras, aleación AlCu7+Zr y b) Water Jacket, aleación AlCu7+Zr.



a)



b)

Figura 5.24. Ubicación de intensidades de orientación para brazos de prueba de fractura, a) Brazos de prueba “A1”, aleación AlCu5 y b) Brazos de prueba “B1+Ti”, aleación AlCu5+Ti.

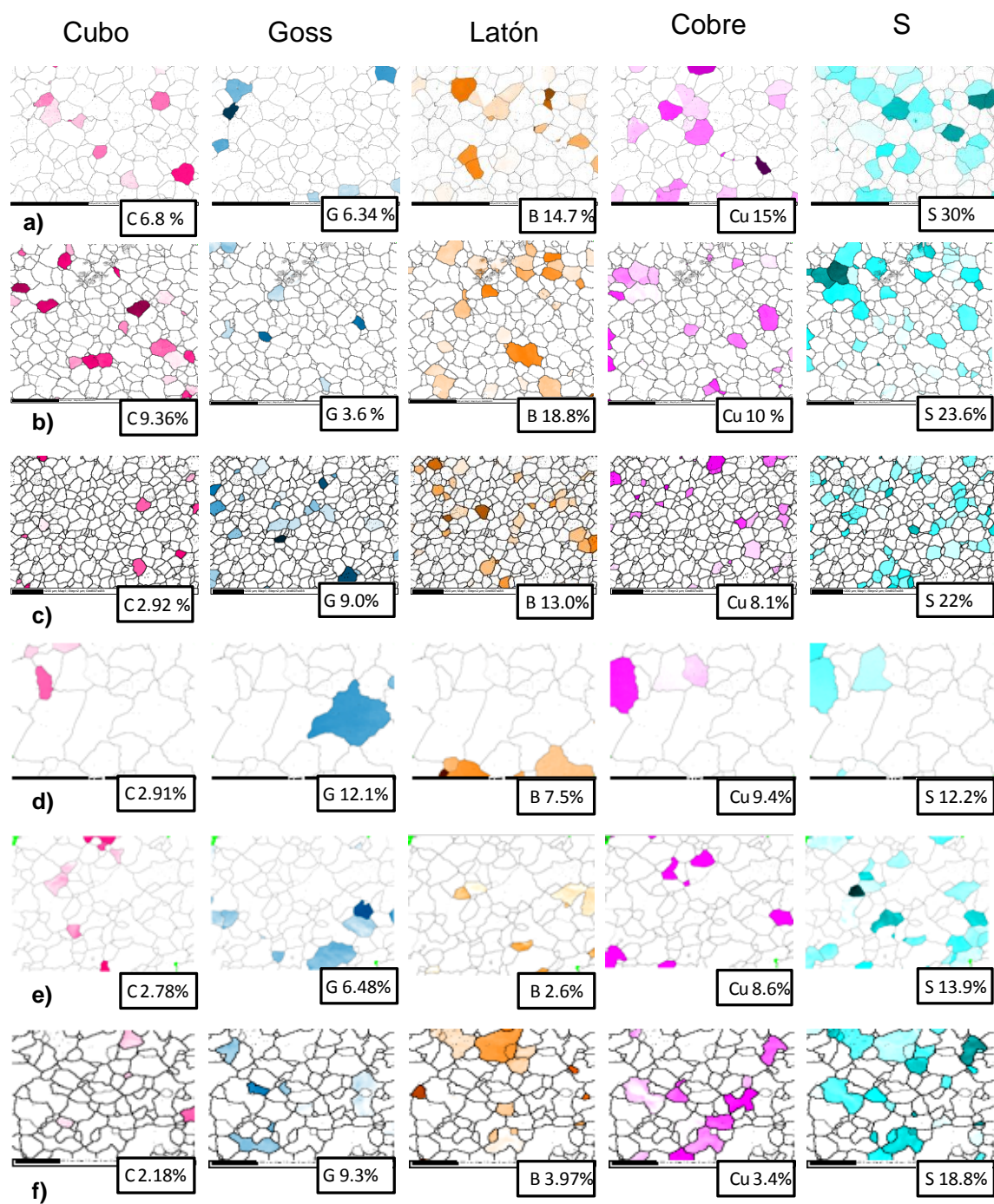


Figura 5.25. Ubicación de intensidades de orientación para Wedges, a) W2+Ti, aleación AlCu5+Ti, b) W4+Ti, aleación AlCu5+Ti, c) W5+Ti, aleación AlCu5+Ti, d) W2, aleación AlCu5, e) W4 aleación AlCu5, f) W5 aleación AlCu5.

5.3.4 Componentes de fibras

Mediante esta técnica es posible observar el porcentaje de tendencia hacia las familias de direcciones $\langle 111 \rangle$, $\langle 110 \rangle$ y $\langle 100 \rangle$. A continuación se presenta la distribución cristalográfica de este material hacia estas direcciones, se muestran en las figuras 5.26 a la 5.29.

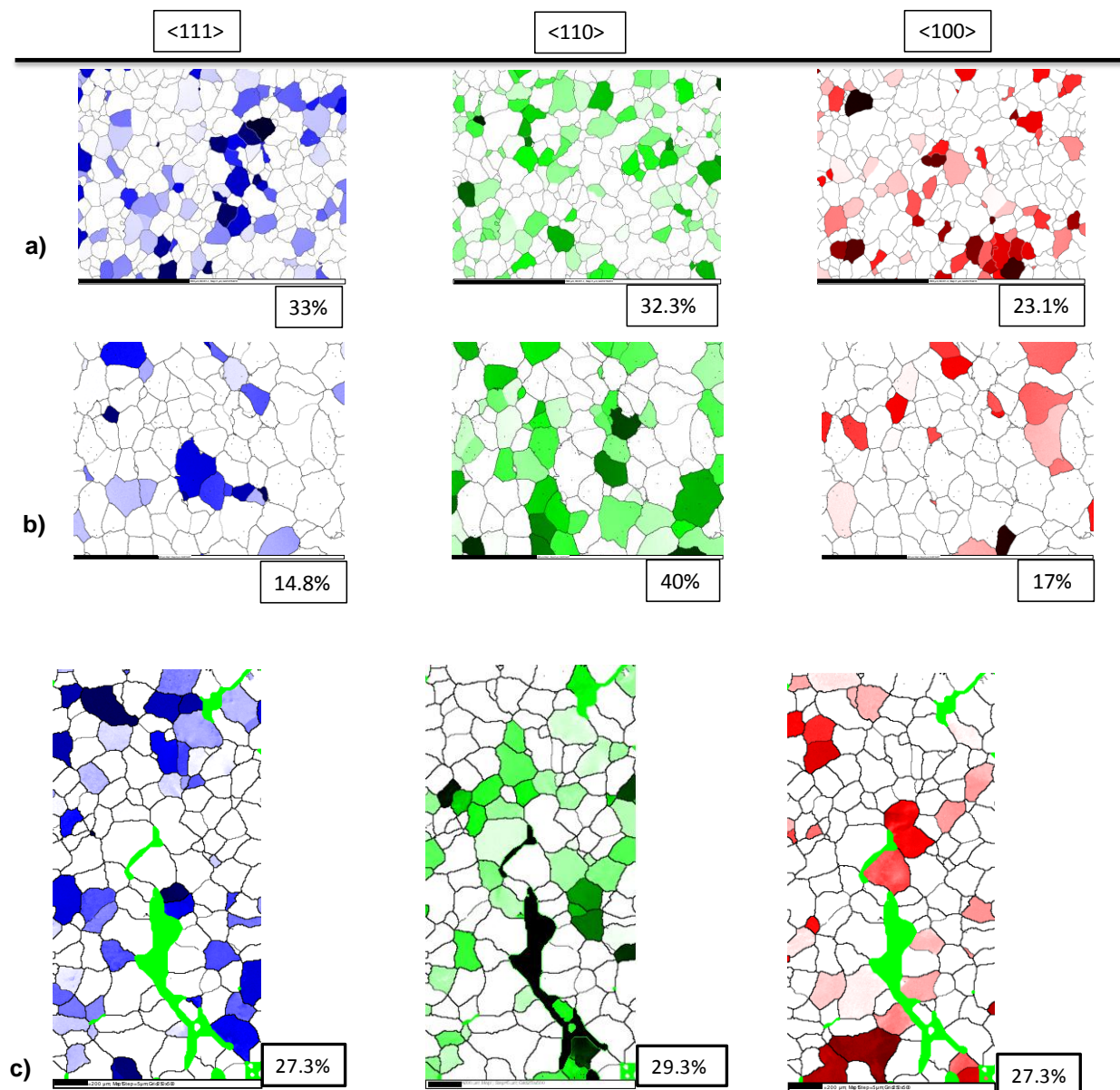
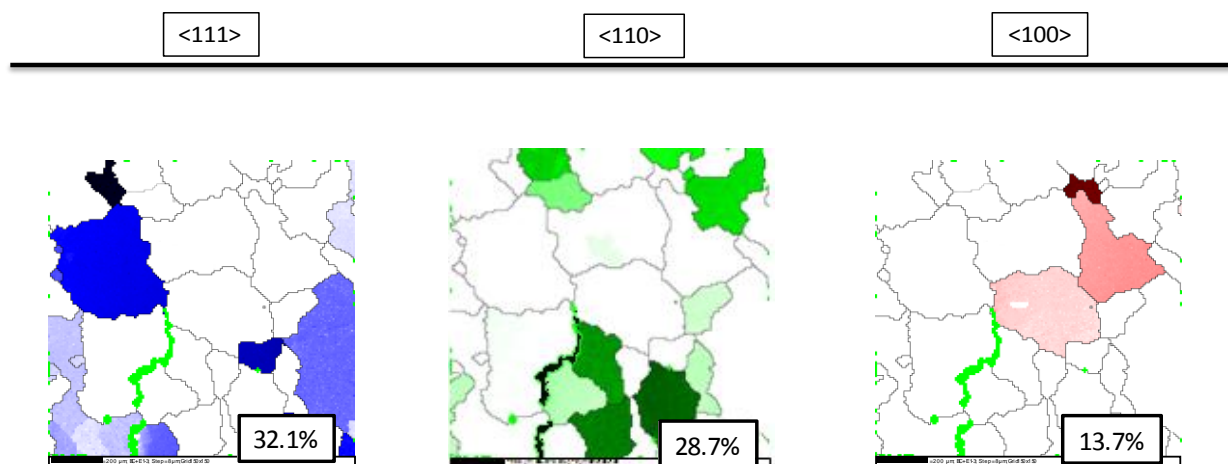
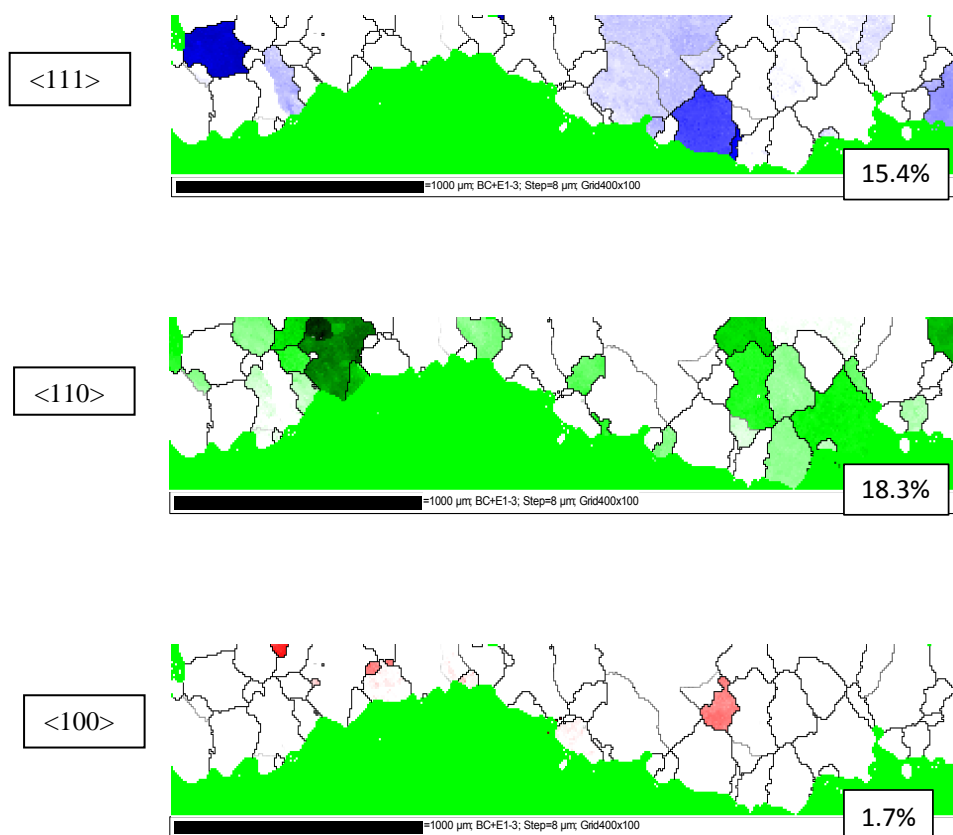


Figura 5.26. Componentes de fibras para monobloque a) Bancada, aleación AlCu5+Ti
b) Mamelón, aleación AlCu5+Ti y c) Interliner, aleación AlCu5+Ti.



a)



b)

Figura 5.27. Componentes de fibras para cabeza Linz a) Water Jacket, aleación AlCu7Zr y b) zona cámaras, aleación AlCu7Zr.

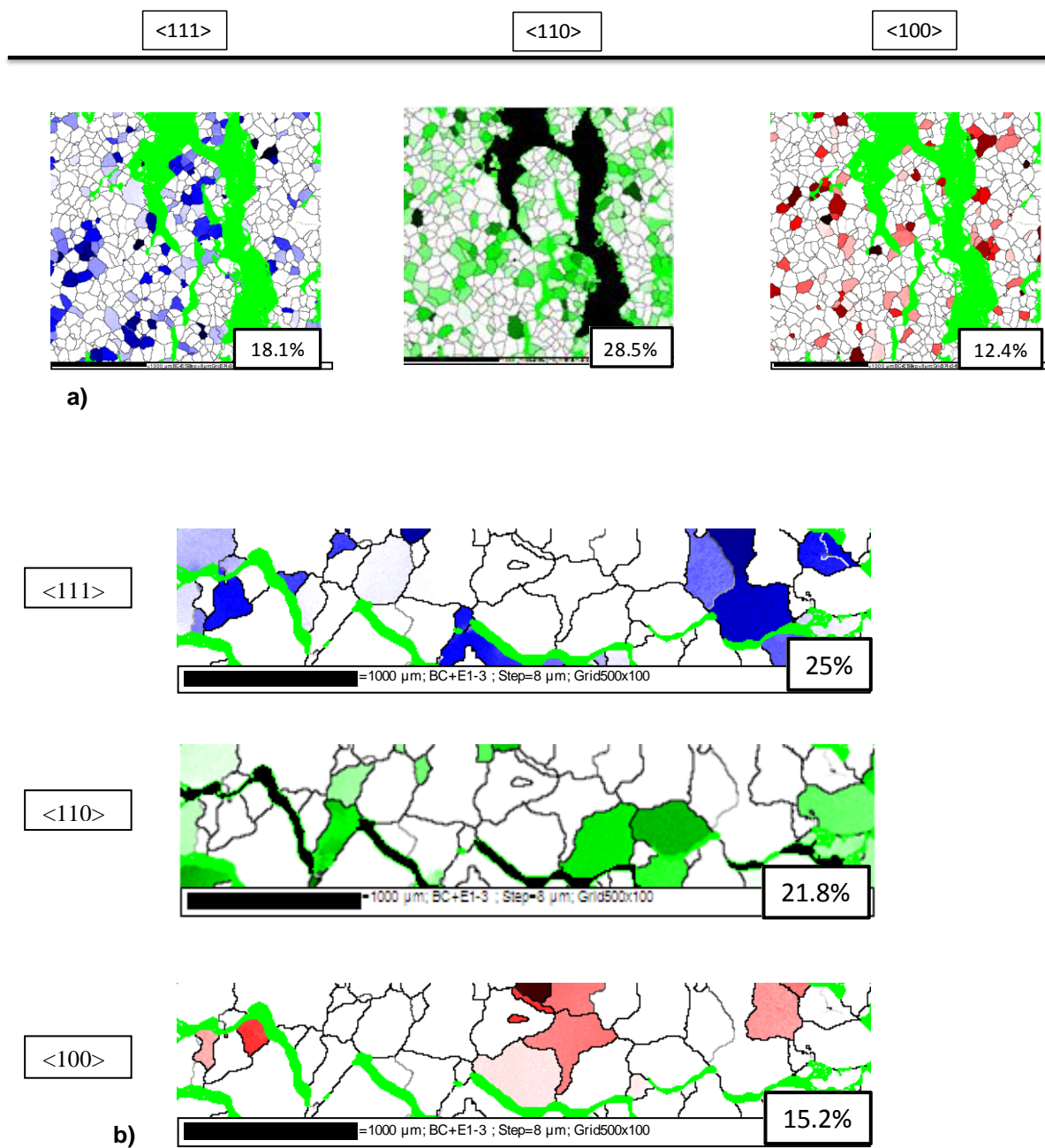


Figura 5.28. Componentes de fibras para brazos de prueba de fractura, a) brazos de prueba A1, aleación AlCu5 y b) brazos de prueba B1+Ti, aleación AlCu5+Ti

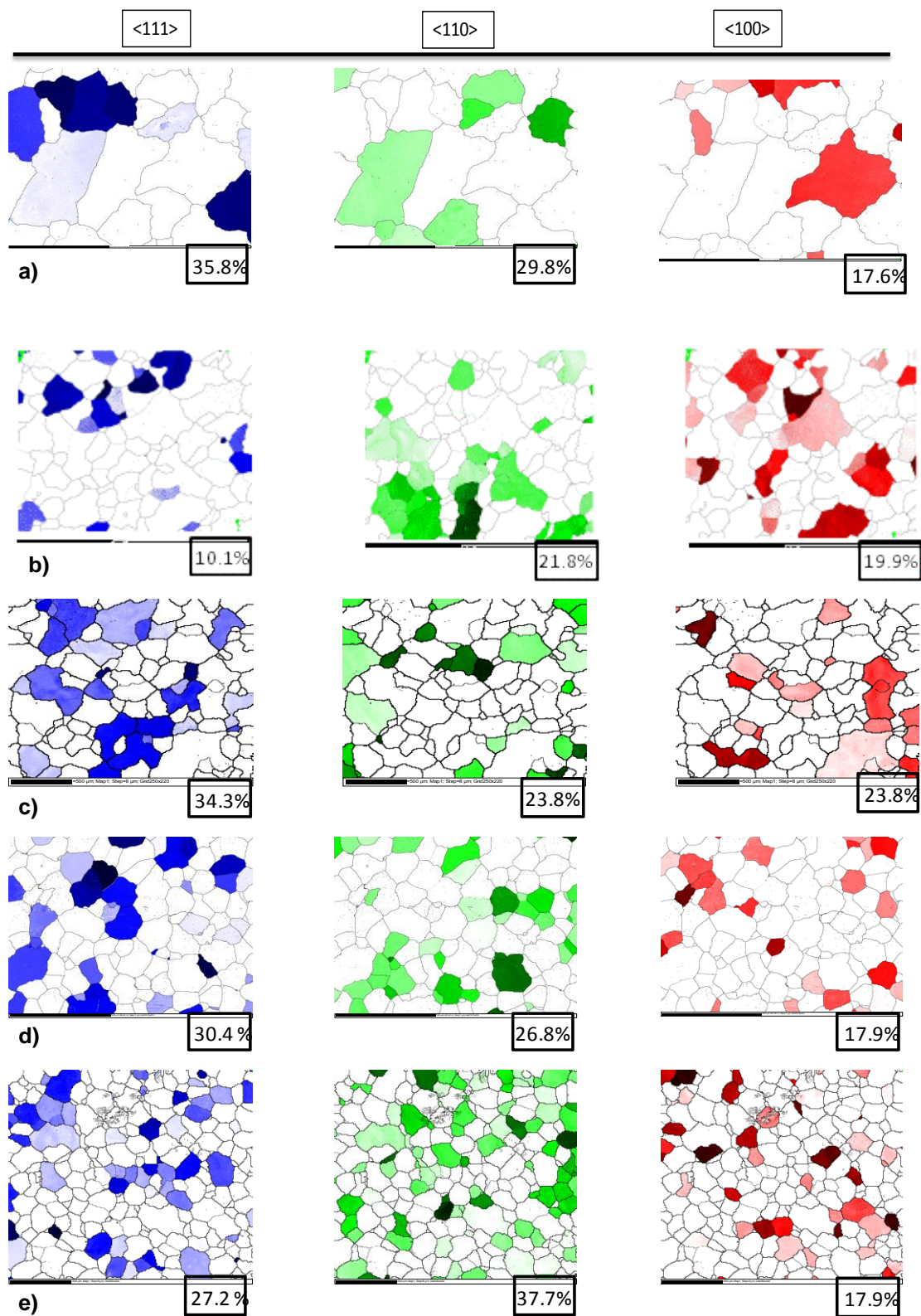


Figura 5.29 continuación: Componentes de fibras para Wedge, a) W2+Ti, aleación AlCu5+Ti, b) W4+Ti, aleación AlCu5+Ti, c) W5+Ti, aleación AlCu5+Ti, d) W2, aleación AlCu5, e) W4 aleación AlCu5.

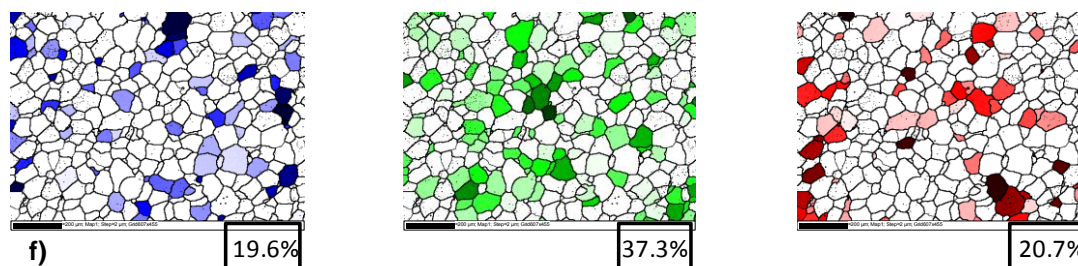
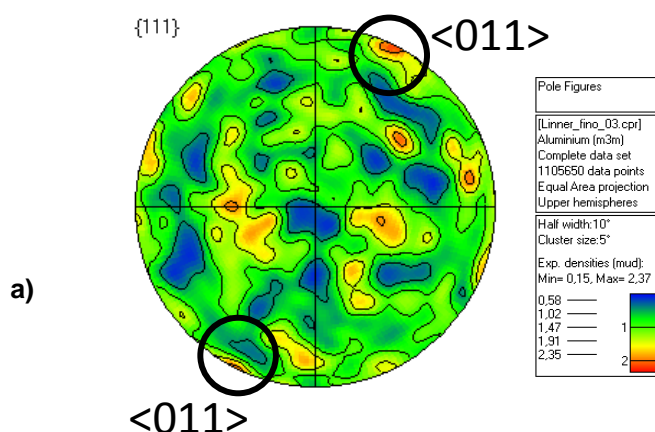


Figura 5.29 continuación: Componentes de fibras para Wedge, f) W5 aleación AlCu5.

5.3.5 Figura de polos (FP)

La figura de polos generada a partir de la proyección estereográfica marca tendencias de la aparición de las direcciones $\langle 011 \rangle$ y $\langle 010 \rangle$, las cuales son típicas de los materiales con estructura FCC, la aleación 206 al no estar bajo ningún esfuerzo mecánico, muestra ligeramente estas direcciones, también se pueden apreciar figuras de polos distribuidas homogéneamente. De la figura 5.30 a la 5.33 se muestran las figuras de polo encontradas en casa caso.



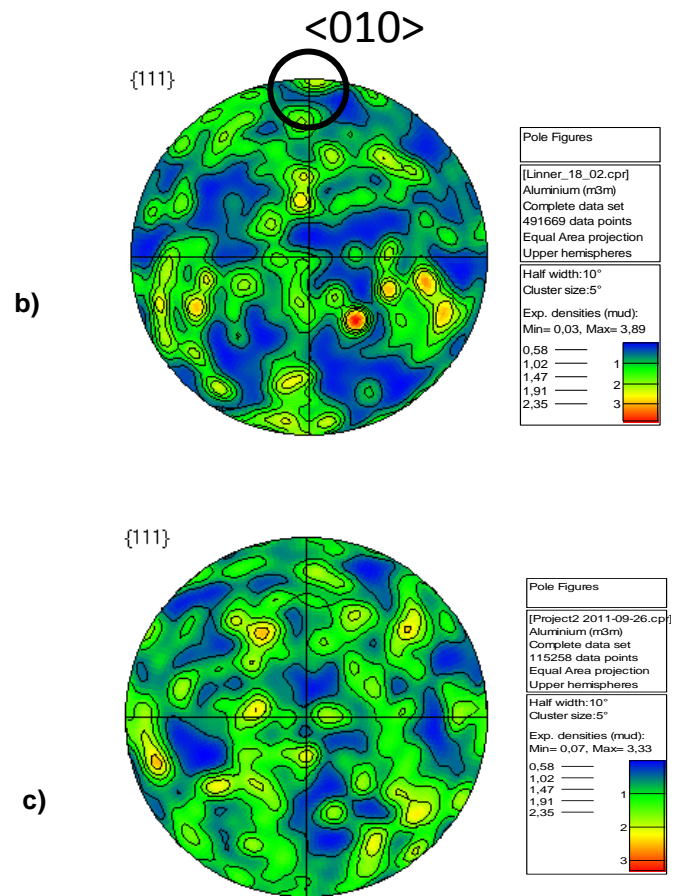
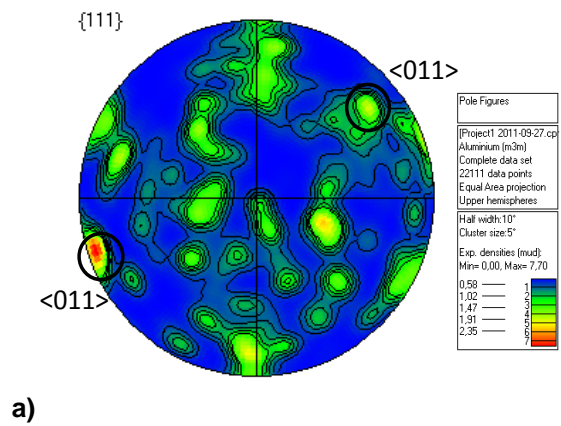


Figura 5.30: Figura de pólos monobloque, a) Bancada, aleación AlCu5+Ti, b) Mamelón aleación AlCu5+Ti y c) interliner, aleación AlCu5+Ti.



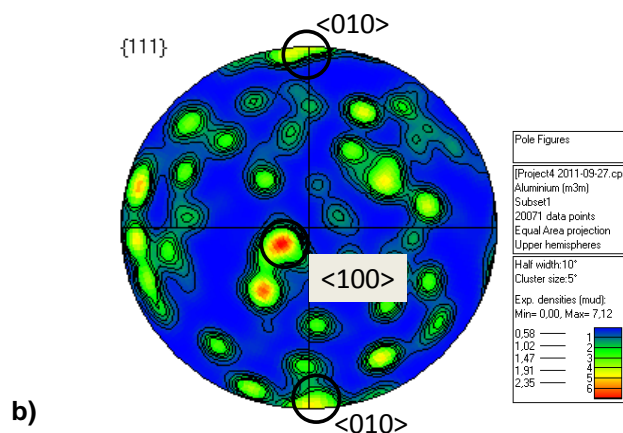


Figura 5.31. Figura de polos para cabeza Linz a) Water Jacket, aleación AlCu7Zr y b) zona cámaras, aleación AlCu7Zr.

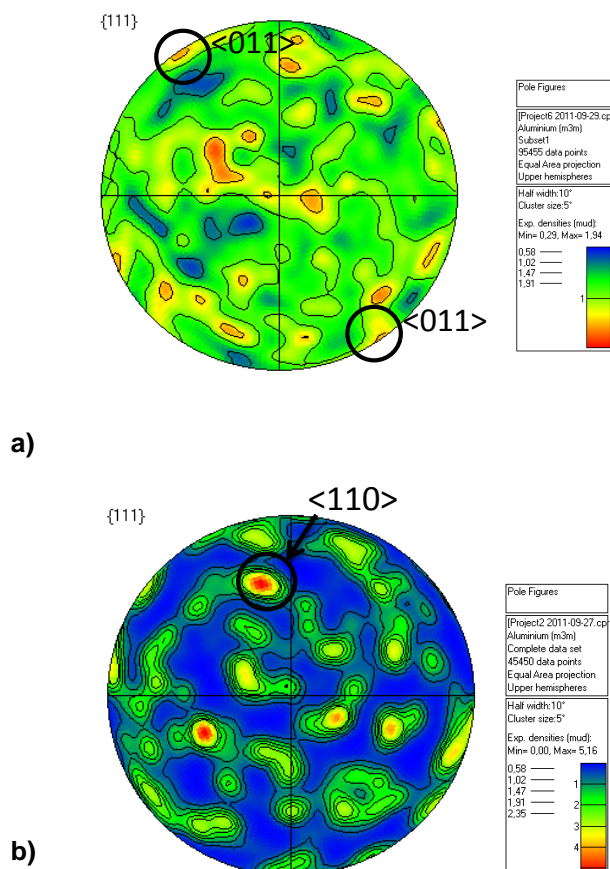


Figura 5.32. Figura de polos brazos de prueba de agrietamiento a) brazos de prueba A1, aleación AlCu5 y b) brazos de prueba B1+Ti, aleación AlCu5+Ti.

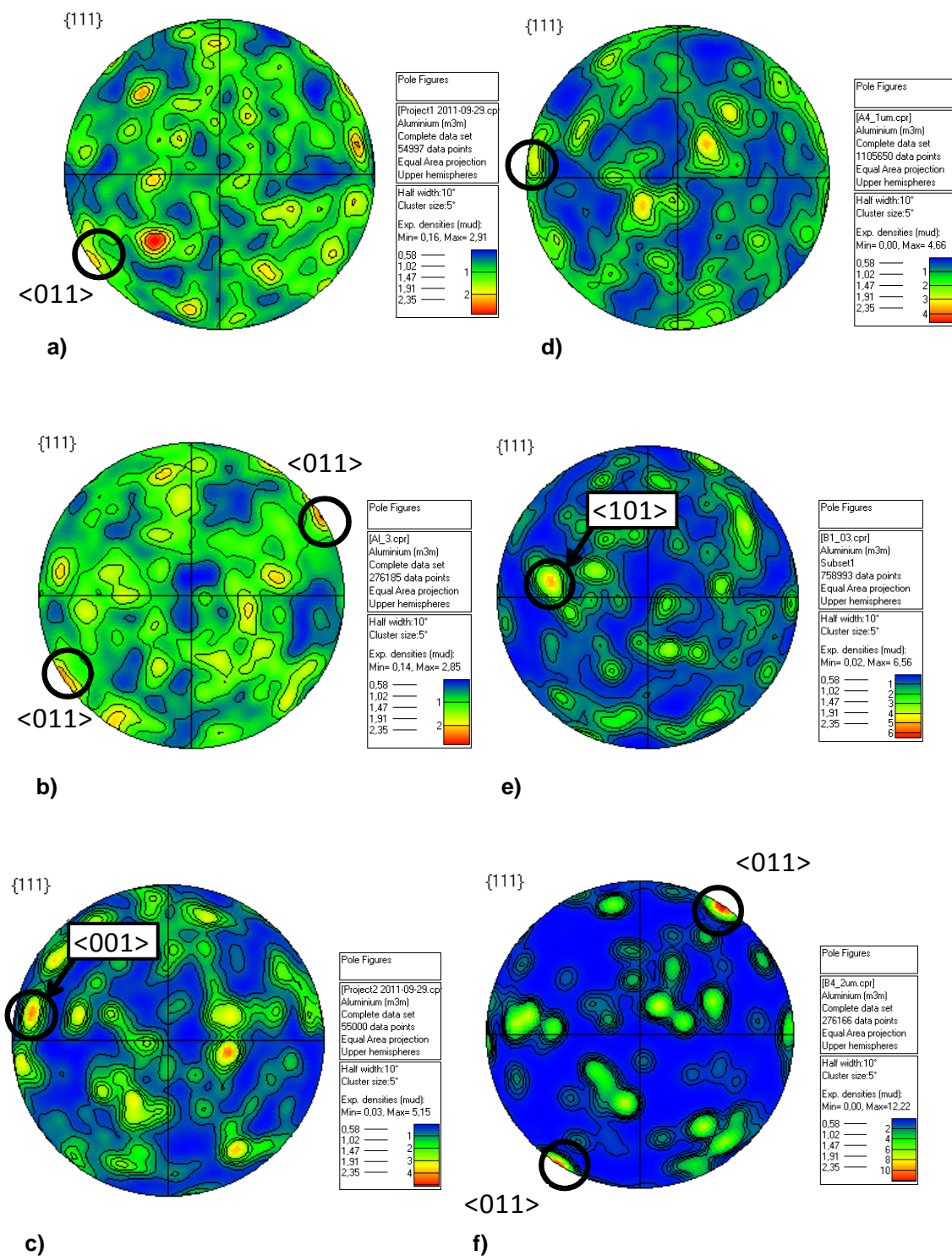


Figura 5.33. Figura de pólos del Wedge, a) W2+Ti, aleación AlCu5+Ti, b) W4+Ti, aleación AlCu5+Ti, c) W5+Ti, aleación AlCu5+Ti, d) W2, aleación AlCu5, e) W4 aleación AlCu5, f) W5 aleación AlCu5.

5.3.6 Función de distribución de orientación (FDO)

Se muestra a continuación el mapeo de secciones de las fibras, observando el desarrollo de la fibra dentro del cristal (figuras 5.35 a la 5.38).

De esta manera es posible analizar la intensidad de la distribución de densidades en el material, Este tipo de resultados se analiza mediante la ubicación del núcleo de la fibra, en la figura 5.34 se ubica la distribución de fibras en cortes a 8° para las muestras de monobloque. Se encuentra una distribución aleatoria de las fibras comparadas con las teóricas encontrándose distribuciones menos notorias para las piezas vaciadas tipo Wedge, el resto de las muestras es homogéneo.

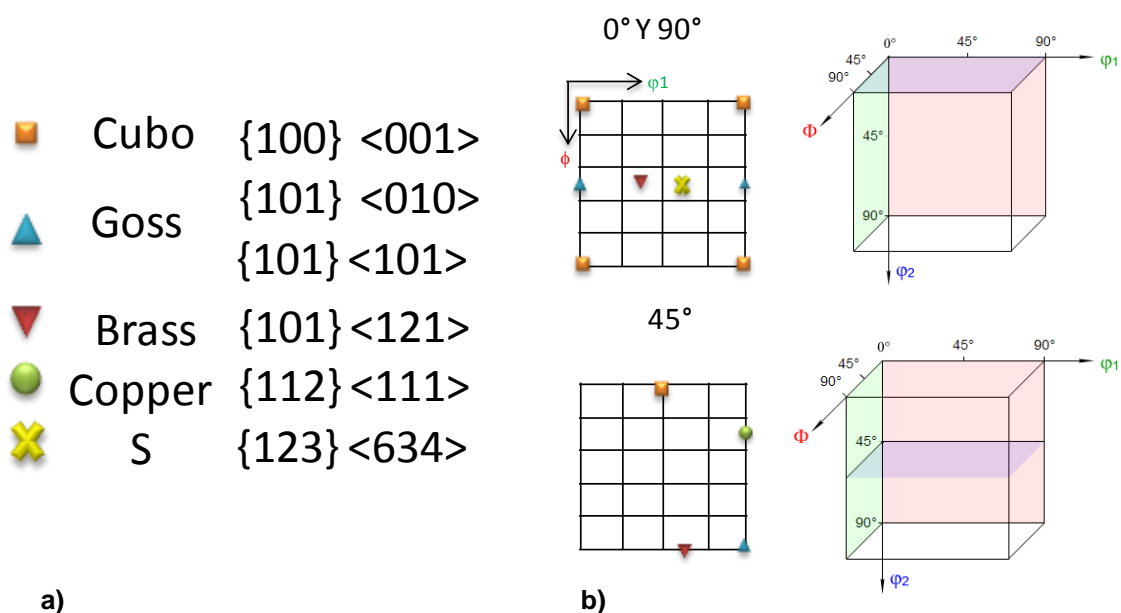


Figura 5.34 a) Familias de planos y direcciones pertenecientes a cada fibra b) Ubicación espacial de las fibras.

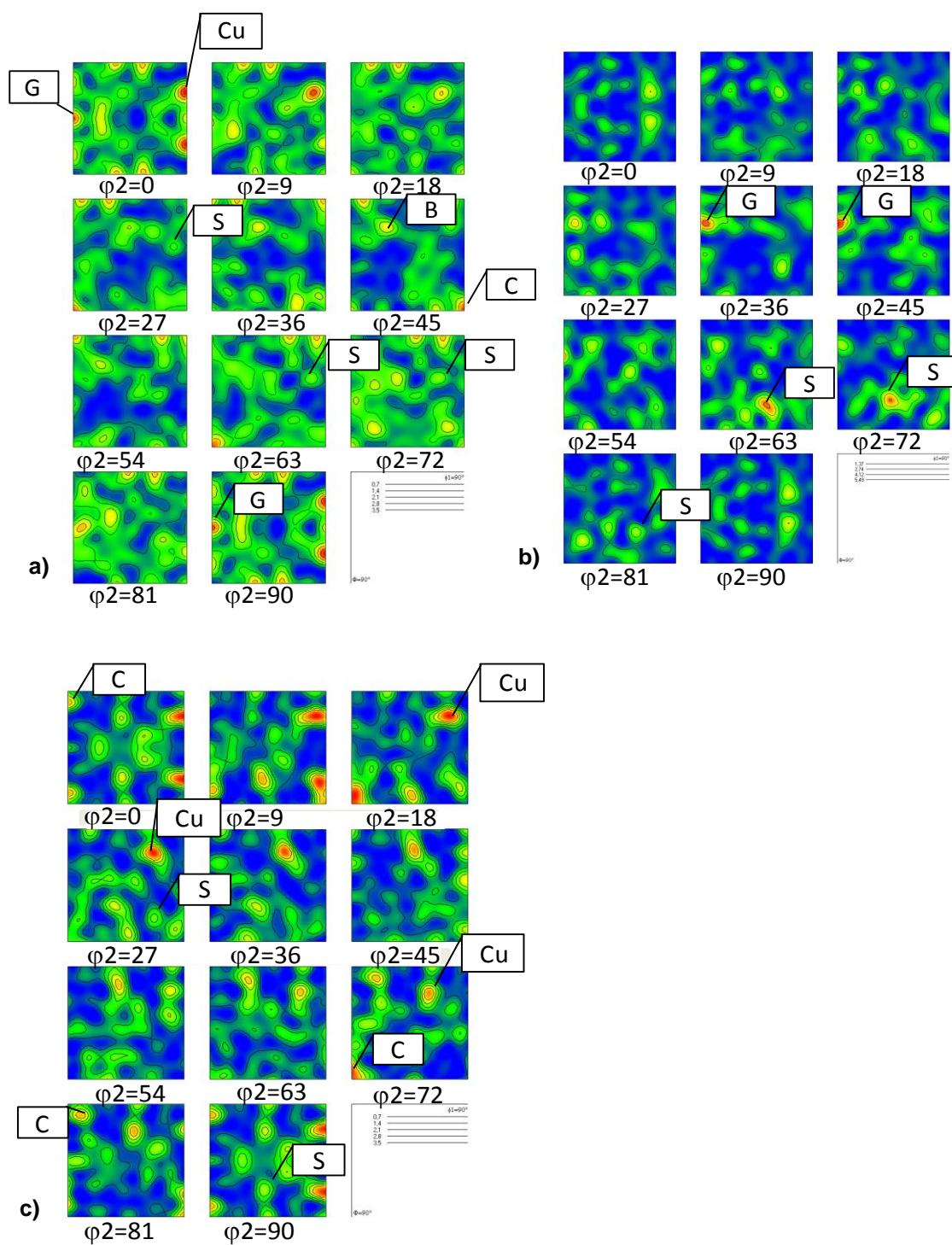


Figura 5.35. Función de distribución de orientación para monobloque, a) Bancada, aleación AlCu5+Ti, b) Mamelón aleación AlCu5+Ti y c) interliner, aleación AlCu5+Ti.

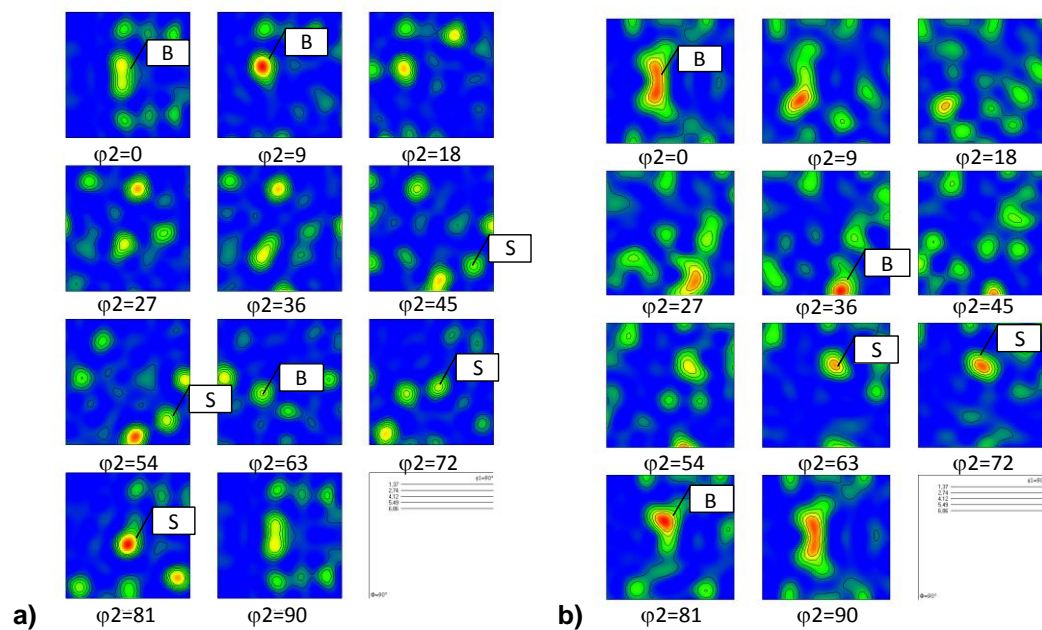


Figura 5.36. Función de distribución de orientación para cabeza Linz a) Water Jacket, aleación AlCu7Zr y b) zona cámaras, aleación AlCu7Zr.

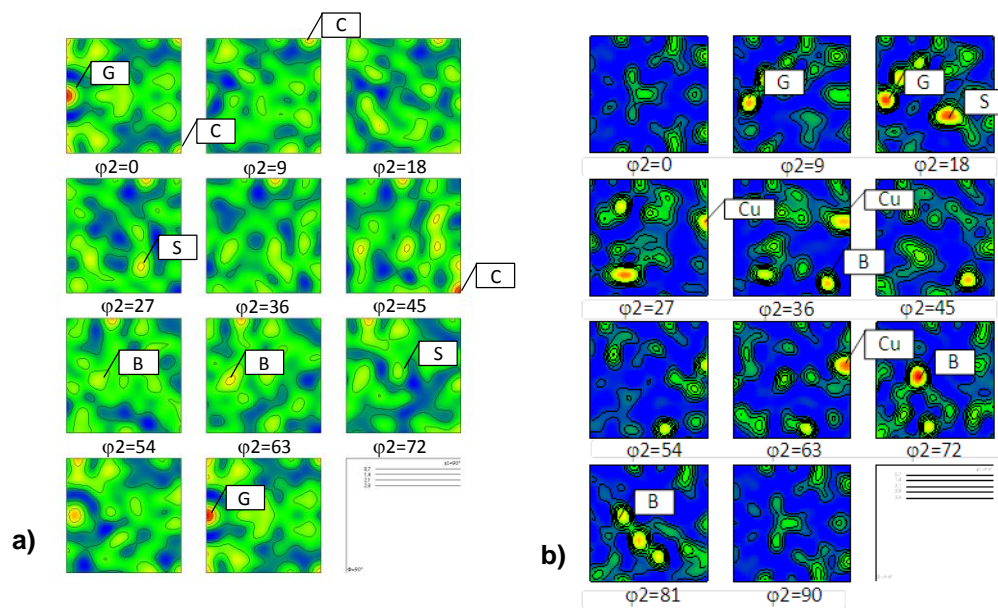


Figura 5.37. Función de distribución de orientación brazos de prueba de agrietamiento a) brazos de prueba A1, aleación AlCu5 y b) brazos de prueba B1+Ti, aleación AlCu5+Ti.

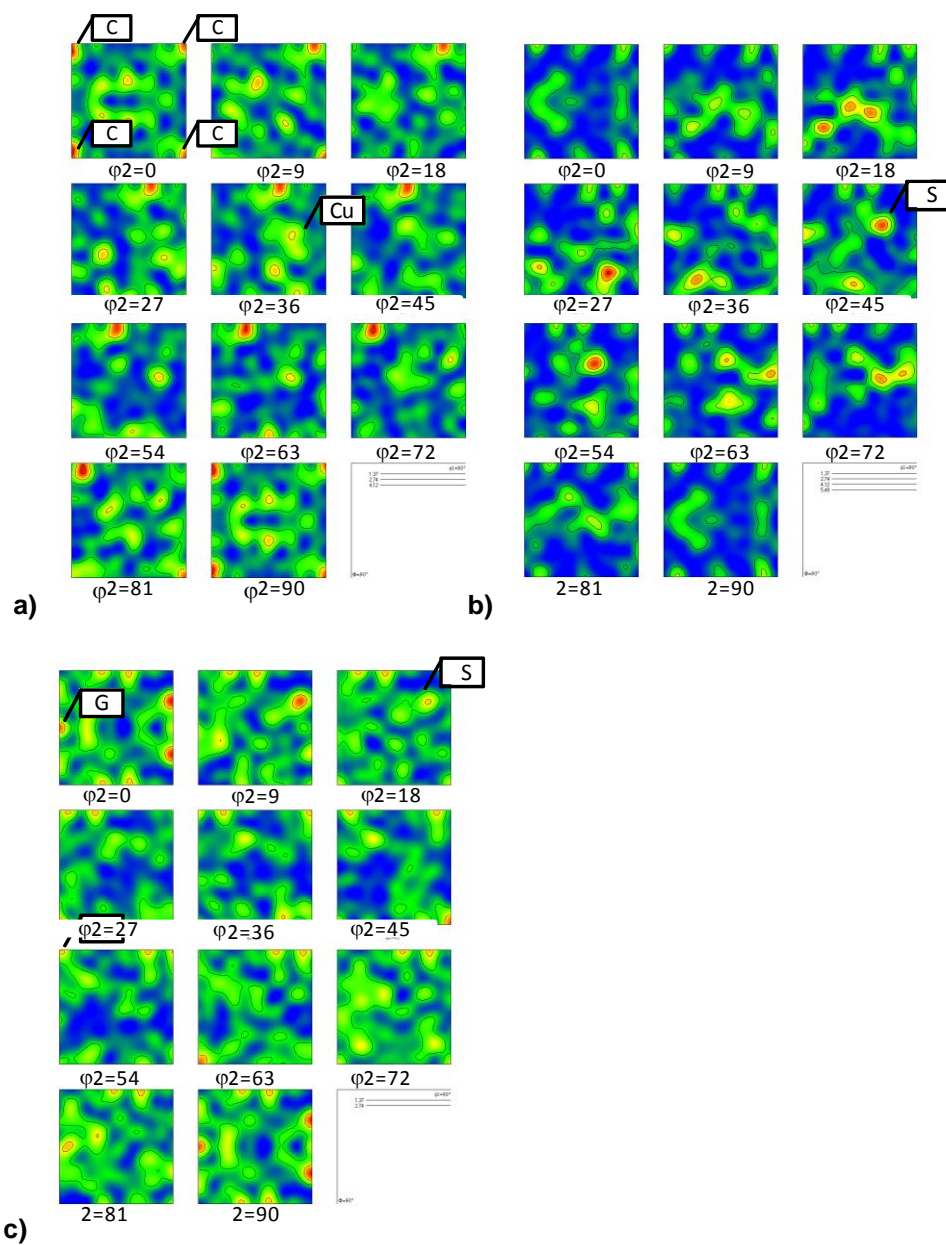


Figura 5.38 continuación. Función de distribución de orientación para Wedge, a) W2+Ti, aleación AlCu5+Ti, b) W4+Ti, aleación AlCu5+Ti, c) W5+Ti, aleación AlCu5+Ti.

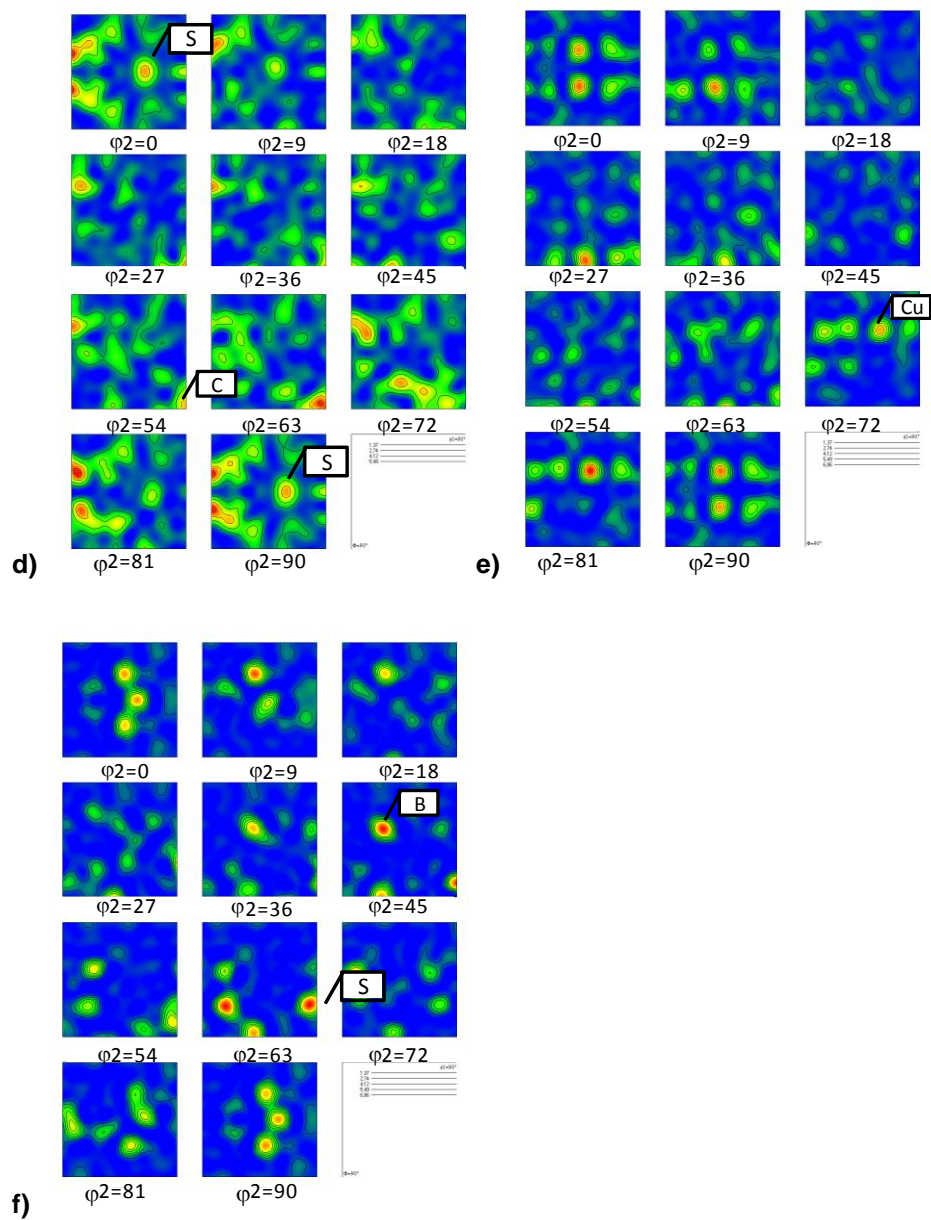


Figura 5.38 continuación. Función de distribución de orientación para Wedge, d) W2, aleación AlCu5, e) W4 aleación AlCu5, f) W5 aleación AlCu5.

CONCLUSIONES

La técnica del EBDS demostró ser una buena herramienta para determinar las orientaciones de grano de las aleaciones de aluminio con estructura granular. Esta técnica puede ser usada para entender los mecanismos de solidificación de este tipo de aleaciones.

La velocidad de solidificación no parece tener un efecto marcado sobre la orientación cristalográfica de granos obtenidos en el lingote que promueve la solidificación direccional.

La presencia de elementos refinadores usados en este trabajo de investigación, Ti-B y Zr, no presentan influencia alguna sobre la distribución de orientaciones cristalográficas.

La hipótesis de que los granos adyacentes a las grietas por contracción podrían presentar orientación preferencial hacia el sentido de la solidificación, queda descartada.

La presencia de las grietas por contracción parece ser influenciada primordialmente por los esfuerzos generados durante el proceso de solidificación y el tamaño de grano y la cantidad de intermetálicos presentes en el material.

RECOMENDACIONES PARA TRABAJO FUTURO

Evaluar la cristalografía y características de los intermetálicos mediante la técnica de EBSD.

Explorar la relación de orientación en otro tipo de aleaciones de aluminio como con las hipoeutéticas por el tipo de crecimiento que exhibe.

Evaluar las partículas de eutéticos complejos por EBSD.

REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS

1. Hatch, J. E., " Properties and Physucal Metallurgy" American Society for Metals pp.7-13, 205.
2. Altenpohl D. G. " Aluminium: Technology, applications, and environment" A Profile of a Modern Metal (Sixth Edition). The aluminium association, Inc. pp 1-2, 7.
3. William D. Callister & David G. Rethwisch "Materials Science and engineering" 4th edition pp 42-50
4. Hatch, J. E., " Properties and Physucal Metallurgy" American Society for Metals pp.47-53.
5. Altenpohl, D. G. " Aluminium: Technology, applications, and environment" A Profile of a Modern Metal (Sixth Edition). The aluminium association, Inc. pp.3-6.
6. Altenpohl, D. G. " Aluminium: Technology, applications, and environment" A Profile of a Modern Metal (Sixth Edition). The aluminium association, Inc. pp.24.
7. Hatch, J. E., " Properties and Physucal Metallurgy" American Society for Metals pp. 224-240.
8. Kurz, W. " Fundamentals of solidification". Trans Tech publications. pp. 11-12.
9. Sidney H. Avner, "introduction to physical Metallurgy", McGraw-Hill, 1964.
10. Altenpohl D. G. " Aluminium: Technology, applications, and environment" A Profile of a Modern Metal (Sixth Edition). The aluminium association, Inc. p 35.
11. Altenpohl D. G. " Aluminium: Technology, applications, and environment" A Profile of a Modern Metal (Sixth Edition). The aluminium association, Inc. pp. 319-394.
12. Dante Giacosa "Motores endotérmicos" Editorial HOEPLI.
13. Hatch, J. E., " Properties and Physucal Metallurgy" American Society for Metals pp.134-199.
14. Robert Howaed, Nelis Bogh y D. Scott Mackenzie, "Heat Treating Processes and Equipment". George E. Totten y D. Scott MacKenzie,. "Handbook of Aluminium, Vol.1, Physical Metallurgy and Processes", Marcel Dekker, Inc., pp. 881-916, 920, 2003.
15. American Foundry Society, "Aluminium Casting Technology" 2nd Edition p.59.

16. ASM International, "Woeldwide Guide to Equivalents Nonferrous Metals and alloys" 4th Edition, p. 1-12.
17. ASM Handbook, Volume 2, Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials, Ninth Edition, ASM 1990, pp. 17-18, 618-627, 569-581, 2922-2927.
18. Sigworth, G. K., "Hot Tearing of Metals," AFS Trans, vol. 104, pp. 1053-1062. (1996)
19. Eskin, D. G., Suyitno, and Katgerman, L., "Mechanical Properties in the Semi-Solid Sate and Hot Tearing of Aluminum Alloys," Progress in Materials Science, vol. 49, pp. 629-711. (2004)
20. Metz, S. A., and Flemings, M. C., "A Fundamental Study of Hot Tearing," AFS Trans, 78, pp. vol. 453-460. (1970)
21. Verö, J., "The Hot-Shortness of Aluminum Alloys," The Metals Industry, 48, pp. 431-434, 442. (1936)
22. Pumphrey, W. I., and Jennings, P. H., "A Consideration of the Nature of Brittleness at Temperature above the Solidus in Castings and Welds in Aluminum Alloys," J. Inst. Metals, vol. 75, pp. 235. (1948)
23. Pellini, W. S., "Strain Theory of Hot Tearing," Foundry, vol. 80, pp. 125-199. (1952)
24. Davidson, C., Viano, D., Lu, L., StJohn, D., "Observation of Crack Initiation during Hot Tearing," International Journal of Cast Metals Research, vol. 19, pp. 59-65. (2006)
25. Clyne, T. W., and Davies, G. J., "A Quantitive Solidification Test for Casting and an Evaluation of Cracking in Aluminium-Magnesium Alloys," The British Foundrymen, vol. 68, pp. 238-244. (1975)
26. Upadhy, G., Cheng, S., and Chandra, U., "A Mathematical Model for Prediction of Hot Tears in Castings," Light Metals, pp. 1101-1106. (1995)
27. Rosenberg, R. A., Flemings, M. C., and Taylor, H. F., "Nonferrous Binary Alloys Hot Tearing," AFS Trans, vol. 69, pp. 518-528. (1960)
28. Bishop, H. F., Ackerlind, C. G., and Pellini, W. S., "Investigation of Metallurgical and Mechanical Effects in the Development of Hot Tearing," AFS Trans, vol. 65, pp. 247-258. (1957)
29. Upadhy, G., Cheng, S., and Chandra, U., "A Mathematical Model for Prediction of Hot Tears in Castings," Light Metals, pp. 1101-1106. (1995)
30. Campbell, J., 1991, "Castings," Oxford: Butterworth-Heinemann.
31. Pumphrey, W. I., and Jennings, P. H., "A Consideration of the Nature of Brittleness at Temperature above the Solidus in Castings and Welds in Aluminum Alloys," J. Inst. Metals, vol. 75, pp. 235. (1948)

32. Spittle, J. A., and Cushway, A. A., "Influence of Superheat and Grain Structure on Hot-Tearing Susceptibilities of Al-Cu Alloy Castings," *Metals Technology*, vol. 10(1), pp. 6-13. (1983)
33. Fortier, M., Lahaine, D. J., Bouchard, M., Langlais, J., "Mold Surface Roughness Effects on the Microstructure and the Hot Tearing Strength for an Al-4.5% Wt Cu Alloy," *Light Metals*. (2001)
34. Easton, M., Grandfield, J., StJohn, D., Rinderer, B., "The Effect of Grain Refinement and Cooling Rate on the Hot Tearing of Wrought Aluminum Alloys," *Materials Science Forum*, vol. 30, pp. 1675-1680. (2006)
35. Matsuda, F., Nakata, K., and Shimokusu, Y., "Effect of Additional Element on Weld Solidification Crack Susceptibility of Al-Zn-mg (Report I)," *Transactions of JWRI*, vol. 12(1), pp. 81-87. (1983)
36. Zhen, Z., Hort, N., Utke, O., "Investigations on Hot Tearing of mg-Al Binary Alloys by using a New Quantitative Method," *Magnesium Technology*. (2009)
37. G.K. Sigworth; "Fundamentals of Grain Refining in Aluminum Alloy Castings," *International Molten Aluminum Processing*, pp 75-99. City of Industry, CA (Feb. 1986).
38. A.P.TSCHIPTSCHIN., Padilha, A.F., C.G Schoen., F.Landgraf., H.Goldenstein., I.G.S Falleiros., N.B. Lima, (editores), "Textura e Relações de Orientação: Deformação Plástica, Recristalização, Crescimento de grão", Universidade de São Paulo, 2001, p. 311.
39. A.P. TSCHIPTSCHIN. "Difração de elétrons retroespalhados". *Caderno técnico. Metalurgia & Materiais*, Fevereiro de 2002. pp 119 a 121.
40. EBSD SAMPLE PREPARATION. Disponible en www.hkltechnology.com
41. D. F. ESTEBAN. "Caracterización microestructural y cristalográfica de la concha prismatofoliada de pectinoidea, animioidea y ostreoidea (Pteriomorphia Bivalvia), Implicaciones evolutivas". Tesis doctoral, Universidad de Granada, España, Granada, 2006.
42. M.N. ALAM. Et al., *Proc, Royal Soc, London A*221 (1954) 224p
43. J.A. VENABLES., C.J. HARLAND, "Philosophical Magazine", 27 (1973) p1193.
44. V. RANDLE. "Microtexture determination and its applications". The Institute of materials, London, 1992.
45. A.F. PADILHA, "Utilização da técnica de difração de elétrons retro-espalhados na caracterização microestrutural dos materiais". São Paulo: Boletín Técnico da Escola Politécnica da USP, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, 1999. 16p.
46. R.P.GOEHNER., J.R.MICHAEL. "Phase identification in a scanning electron microscopy using back-scattered electron Kikuchi patterns". *J.Res. Natl. Inst. Stand. Tecnol.* Vol 101, 1996, No 3.
47. C. E. BOEHM, "Introduction to EBSD (Electron Back-scattering Diffraction). Principle and applications". *Laboratoire de simulation des matériaux LSMX*, 2007.

48. A.L.PINTO., A.M.LOPES. "A utilização da técnica EBSD em estudos de microtextura e mesotextura". Anais do II Workshop sobre textura e relações de orientação, Cap 20. Universidade de São Paulo, 2003. p441-459.
49. V. RANDLE., O. ENGLER. "Introduction to texture analysis. Macrotexture, microtexture and orientation mapping". Amsterdam, Gordon and Breach Science Publishes, 2000, p.388).
50. D.J. DINGLEY. "Diffraction from sub-micron areas using electron backscattering in a scanning electron microscope". Scanning Electron Microscopy, 2, 1984, pp569– 575.
51. S.I. WRIGHT. "Fundamentals of automated EBSD in Electron Back-scatter diffraction in materials science". A.D Schwartz, M.Kumar, B.L. Adams (Ed.), Cap 5, pp51-64, Plenum Publishers, New York, 2000.
52. E.W. MAHOMED. "Caracterización termomecánica de aceros inoxidables austeníticos AISI 304". Tesis doctoral, Universidad de Calalunya, España, 2002.
53. D. F. ESTEBAN. "Caracterización microestructural y cristalográfica de la concha prismaticofoliada de pectinoidea, animioidea y ostreoidea (Pteriomorphia Bivalvia), Implicaciones evolutivas". Tesis doctoral, Universidad de Granada, España, Granada, 2006, pp 46-48.
54. P.BOECHER., J.J. JONAS. "Characteristics of nucleation and growth during the dynamic recrystallization of a 304 stainless steels". Proc. Of 4th Conf. on recrystalizattion and related phenomena. Ed. T. Sakai y H.G. Suzuki, J.I.M., 1999, pp 25-35.
55. BOECHER, P. and JONAS, J. J. Characteristics of nucleation and growth during the dynamic recrystallization of a 304 stainless steels. Proc. Of 4th Conf. on recrystalizattion and related phenomena. Ed. T. Sakai and H.G. Suzuki, J.I.M., 1999. p. 25-35.
56. L. GARVART., F. MONTHEILLET. "Dynamic Recrystallization and grain refinement in a high purity 304L type austenitic stainless steel". Materiaux & techniques, n^o 5-6, 2000, pp 65-68.
57. F.J. HUMPHREYS. "Characterization of fine-scale microstructures by electron back-scattering diffraction (EBSD)". Scripta materialia, 2004, pp 771-776.
58. G.Y. CHIN. "Textured structures". In: Metal Handbook 9 ed, Metals Park, Ohio, ASM, 1985. v.9, pp.700-705.
59. R.W. CAHN. "Measurement and control of texture". In, CAHN, R.W., Materials Science and technology: A comprehensive treatment. Weinhein, VCH, 1991, v.15.pp429-484.
60. A.MARIA DO CARMO. "Avaliação da textura e da microestrutura de deformação de um aço elétrico GNO com 1,25%de Si laminado a frio". Tese de doutorado, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2006.
61. M.J.De PAULA. "Evolução da microestrutura e da textura durante o processamento de chapas da liga Al-Mn-Fe-Si (3003) produzidas por lingotamento contínuo: um estudo comparativo com o processo

- contínuo". Tese de doutorado, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2005
62. H.J. BUNGE. "Mathematical methods of texture analysis". Akademie Verlag Berlin, 1969.
 63. Serie Científica Avanzada: El microscopio Electrónico Centro de Extensión Biomédica Facultad de Medicina Universidad de Chile M. L. López
 64. M.J.GODEC. "Presentation methods of textures measurements". Materiali in Tehnoloije, vol 34, 2000, pp 359-364.
 65. J.S.ADAM., K. MUKUL. "Electron Backscatter Diffraction in Materials Science". Cap 3. Ed. Plenum Publishers, New York, 2000. 339p
 66. Proyecciones estereográficas, Cristalografía Geométrica Tema 4 "Simetría Puntual" P 38,39,48.
 67. TECNUN - Estructura y Comportamiento Mecánico- Cap. 1 - Parte 3
 68. H.J. BUNGE. "Mathematical methods of texture analysis". Akademie Verlag Berlin, 1969 p 35
 69. H.J. BUNGE. "Texture analysis in materialia science mathematical methods". 1ed. Butterworths, 1982.
 70. J.E.BAILEY., P.B. HIRSCH. In. Proc. R. Soc. London., Vol.A267, 1962, P11.
 71. HUMPHREYS, F. J. Characterization of fine-scale microstructures by electron back-scattering diffraction (EBSD). En: Scripta materialia, (2004); p. 771-776.
 72. Descripción de texturas por medio de la función de distribución de orientaciones. Alberto Monsalve G. Departamento de Ingeniería Metalúrgica Facultad de Ingeniería Castilla 10233. Universidad de Santiago Chile P. 2, 3, 4.
 73. S.P. BELLER., R.D. DOHERTY. Acta metallurgica, 1977, 25:521.
 74. M.F. CAMPOS. "Microestrutura, textura e propriedades, magnéticas em aços elétricos". Tese de doutorado, Escola Politécnica da USP, 2000.
 75. R.K.RAY., J.J.JONAS., R.E. HOOK. "Cold rolling and annealing textures in low carbon and extra low carbon steels". International materials reviews, vol 39, 1994, pp129-171.
 76. C.S.C.VIANA. "Deformação, recristalização textura". Apostila do curso de educação continuada da Associação Brasileira de metalurgia e materiais, 2001, p.16.
 77. Desarrollo de aleaciones de alta resistencia Al-Cu serie 2XX. Andrés Fernando Rodriguez Jasso. Universidad Autónoma de Nuevo León, Julio 2012.

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura	Descripción	Pag.
Figura 2.1	Ruta clásica para la producción de aluminio	8
Figura 2.2	Estructura Atómica del aluminio CCC (cubica centrada en las caras) o por sus siglas en ingles: FCC (face cubic center) a) Posicionamiento de los átomos en la estructura, b) Empaquetamiento de los átomos en la celda cubica, c) unidad estructural fundamental ^[3]	9
Figura 2.3	Representación de una estructura a) solida y b) de un líquido. El área ABCDE presenta la misma ordenación en el líquido y en el cristal ^[9]	18
Figura 2.4	Representación de la solidificación de un aluminio de alta pureza, donde se muestra esquemáticamente la nucleación y crecimiento de los granos, durante la solidificación. El área negra corresponde al aluminio líquido, los cuadros blancos corresponden a una celda ^[10]	20
Figura 2.5	Tiempos del motor de combustión interna ^[12]	23
Figura 2.6	Cambio de tamaño de grano mediante refinadores ^[37]	36
Figura 3.1	Estructuras cristalinas dentro de los granos de un material policristalino con: a) ausencia de textura y b) con textura marcada ^[62]	43
Figura 3.2	Microscopio electrónico de Barrido ^[63]	46
Figura 3.3	Principio de medida del EBSD y posicionamiento de la muestra ^[48]	47
Figura 3.4	Generación de las líneas de Kikuchi a partir de los conos formados por los electrones retrodispersados. ^[48]	48
Figura 3.5	Secuencia de indexación a través de la transformada de HOUGH a) Patrón EBSD captado, b) transformada de HOUGH correspondiente al patrón en a, c) picos identificados en la transformada de HOUGH y coloreados, d) líneas de Kikuchi del patrón original correspondientes a los picos identificados en la transformada de HOUGH, y e) patrón de difracción indexado ^[47]	49
Figura 3.6	Ejemplo de la superficie de una muestra para EBSD ^[55]	51
Figura 3.7	Variación en la calidad de los patrones de Kikuchi por causa de mal procedimiento de preparación superficial, a) patrón pobre y b) patrón fuerte derecha ^[54]	51
Figura 3.8	a) Proyección estereográfica del cristal, b) Puntos de representación estereográfica de la unidad cristalina de la	54

	muestra, c) Mapa de representaciones estereográficas ^[65,66]	
Figura 3.9	a) Figura de polos con textura aleatoria b) Figura de polos con textura preferente. Orientación preferencial = textura cristalográfica ^[67]	54
Figura 3.10	a). Figura de polo inversa obtenida a través de una proyección estereográfica. b) Figura de polo inversa utilizada por el equipo para la identificación de intensidades c) Representación semántica de las orientaciones del cristal ^[69]	55
Figura 3.11	Representación de fibras con diferentes densidades [71]	56
Figura 3.12	Corte del espacio de Euler a $\varphi_2 = 45$ [72]	56
Figura 3.13	Definición de los ángulos de Euler (φ_1 , Φ , φ_2)	57
Figura 3.14	a) Corte de los componentes de textura para $\varphi_2=0^\circ$, y b) ODF, para un corte de $\varphi_2=45^\circ$ ^[73]	57
Figura 3.15	a) El espacio de Euler es cortado a 5 grados en φ_2 b) Mapa de representación de los espacios de Euler, mostrando la distribución de orientaciones [71]	58
Figura 3.16	Diagrama de desorientación donde las subestructuras están marcadas por desorientaciones debajo de 15° y los de bordes de grano alrededor de 60° la distribución de desorientaciones se presenta junto con la distribución teórica de Mackenzie	59
Figura 4.1	Paños finos de pulido MD, pulidora mecánica LaboPol	63
Figura 4.2	Electropulidora Struers	63
Figura 4.5	Microscopio Olympus PMG3	64
Figura 4.6	Microscopio Electrónico de Barrido marca JEOL JMS-7001F Field Emission	65
Figura 4.7	Diferencia de indexación de granos	66
Figura 4.8	Cámara CCD	66
Figura 4.9	Posicionamiento de la muestra en el equipo	67

Figura 4.10	Distribución de orientaciones obtenido mediante Tango	68
Figura 4.11	Ejemplo de una textura de latón (en rojo) en una aleación trabajada de aluminio	68
Figura 4.12.	Proyección estereográfica del aluminio FCC	69
Figura 4.13	Mapa de la función de distribución de orientación de una muestra de aluminio AlCu5Mg, con cortes a 9.	70
Figura 4.14	Se observa el grafico con el comportamiento de la estructura correlacionada y no correlacionada comparado con la curva teórica de Mackenzie	70
Figura 5.1	Microestructura de la aleación 206, se aprecian las celdas de aluminio e intermetálicos de cobre.	72
Figura 5.2	Micrografía del material 206 aleación 1, AlCu5 (400X).	73
Figura 5.3	Micrografía del material 206 aleación 2, AlCu5+Ti (400X).	74
Figura 5.4	Micrografía de la aleación 3, AlCu7+Zr (400X).	74
Figura 5.5	Microestructuras obtenidas de las muestras del monobloque, a) Puente entre cilindros sin grieta aleación AlCu5+Ti, b) Puente entre cilindros con grieta, aleación AlCu5+Ti, c) Bancadas, aleación AlCu5+Ti, d) Mamelón, aleación AlCu5+Ti.	77
Figura 5.6	Espectro aleación 206.	78
Figura 5.7	Continuación Microestructura de la cabeza Linz cara cámaras, aleación 206 + Zr, a) Grieta en asientos de válvulas, aleación AlCu7+Zr, b) Zona cámaras sin defecto, aleación AlCu7+Zr,	79
Figura 5.7	c) y d) Zona de la chaqueta de enfriamiento con grieta abierta, aleación AlCu7+Zr.	80
Figura 5.8	Desarrollo de la microestructura de los brazos de prueba de agrietamiento a) brazos de prueba A1, aleación AlCu5 y b) brazos de prueba B1+Ti, aleación AlCu5+Ti	81
Figura 5.9	Microestructura observada en las muestras tipo wedge, a) W2, aleación AlCu5, b) W4, aleación AlCu5 c) W5, aleación AlCu5, d) W2+Ti, aleación AlCu5Ti e) W4+Ti, aleación AlCu5Ti, f) W5+Ti, aleación AlCu5Ti.	82
Figura 5.10	Proyección estereográfica para la representación de figuras de polo inversas.	84

Figura 5.11	a) <i>Bancadas</i> , aleación AlCu5+Ti, extracción de calor propiciada por templadera de hierro, b) Extracción de calor no direccionada tanto para <i>Mamelones</i> como <i>puentes entre cilindros</i> , aleación AlCu5+Ti, c) Cabeza Linz zona <i>cámaras</i> , aleación AlCu ₇ +Zr, d) Cabeza Linz zona <i>de la chaqueta de enfriamiento</i> , aleación AlCu ₇ +Zr, la extracción de calor de esta sección es por medio del corazón de la chaqueta de enfriamiento	85
Figura 5.12	Orientaciones cristalinas de monobloque en zonas de a) <i>bancadas</i> , aleación AlCu5+Ti y b) <i>mamelones</i> , aleación AlCu5+Ti.	86
Figura 5.13	Orientaciones cristalinas Interliner.	87
Figura 5.14	Imagen de la orientación cristalina de los granos adyacentes al agrietamiento del material. a) Brazos de prueba A1, b) Brazos de prueba B1+Ti	88
Figura 5.15	Orientaciones cristalinas de la muestra obtenida de la cabeza. a) La zona <i>cámaras</i> con grieta intergranular, aleación AlCu7Zr b) Orientación cristalina de la superficie agrietada en la zona water jacket, aleación AlCu7Zr.	89
Figura 5.16	Orientaciones cristalinas de las muestras tipo wedge a) AlCu5 +Ti y b) AlCu5Ti.	90
Figura 5.17	Distribución de orientaciones angulares en monobloque, a) <i>Bancadas</i> , aleación AlCu5+Ti, b) <i>Mamelón</i> , aleación AlCu5+Ti y c) <i>Interliner</i> , aleación AlCu5+Ti.	91
Figura 5.18	Distribución de orientaciones angulares para cabeza, a) zona <i>cámaras</i> , aleación AlCu7Zr, b) <i>Water Jacket</i> , aleación AlCu7Zr.	92
Figura 5.19	Distribución de orientaciones angulares para brazos de prueba, a) AA y b) AB.	92
Figura 5.20	Distribución de orientaciones angulares para Wedge, a) W2, aleación AlCu5, b) W4, aleación AlCu5 c) W5, aleación AlCu5, d) W2+Ti, aleación AlCu5Ti e) W4+Ti, aleación AlCu5Ti, f) W5+Ti, aleación AlCu5Ti.	93
Figura 5.21	a) Familias de planos y direcciones pertenecientes a cada fibra.	94
Figura 5.22	Ubicación de intensidades de orientación para monobloque, a) <i>Bancada</i> , aleación AlCu5+Ti, b) <i>Mamelón</i> aleación AlCu5+Ti y c) <i>interliner</i> , aleación AlCu5+Ti.	94

Figura 5.23.	Ubicación de intensidades de orientación para cabeza Linz, a) zona cámaras, aleación AlCu7+Zr y b) Water Jacket, aleación AlCu7+Zr.	95
Figura 5.24	Ubicación de intensidades de orientación para brazos de prueba de fractura, a) Brazos de prueba "A1", aleación AlCu5 y b) Brazos de prueba "B1+Ti", aleación AlCu5+Ti.	96
Figura 5.25	Ubicación de intensidades de orientación para Wedges, a) W2+Ti, aleación AlCu5+Ti, b) W4+Ti, aleación AlCu5+Ti, c) W5+Ti, aleación AlCu5+Ti, d) W2, aleación AlCu5, e) W4 aleación AlCu5, f) W5 aleación AlCu5.	97
Figura 5.26	Componentes de fibras para monobloque a) Bancada, aleación AlCu5+Ti b) Mamelón, aleación AlCu5+Ti y c) Interliner, aleación AlCu5+Ti.	98
Figura 5.27	Componentes de fibras para cabeza Linz a) Water Jacket, aleación AlCu7Zr y b) zona cámaras, aleación AlCu7Zr.	99
Figura 5.28	Componentes de fibras para brazos de prueba de fractura, a) brazos de prueba A1, aleación AlCu5 y b) brazos de prueba B1+Ti, aleación AlCu5+Ti	100
Figura 5.29	Continuación: Componentes de fibras para Wedge, a) W2+Ti, aleación AlCu5+Ti, b) W4+Ti, aleación AlCu5+Ti, c) W5+Ti, aleación AlCu5+Ti, d) W2, aleación AlCu5, e) W4 aleación AlCu5.	101
Figura 5.29	Continuación: Componentes de fibras para Wedge, f) W5 aleación AlCu5.	102
Figura 5.30	Figura de pólos monobloque, a) Bancada, aleación AlCu5+Ti, b) Mamelón aleación AlCu5+Ti y c) interliner, aleación AlCu5+Ti.	103
Figura 5.31	Figura de polos para cabeza Linz a) Water Jacket, aleación AlCu7Zr y b) zona cámaras, aleación AlCu7Zr.	104
Figura 5.32	Figura de polos brazos de prueba de agrietamiento a) brazos de prueba A1, aleación AlCu5 y b) brazos de prueba B1+Ti, aleación AlCu5+Ti.	104
Figura 5.33	Figura de pólos del Wedge, a) W2+Ti, aleación AlCu5+Ti, b) W4+Ti, aleación AlCu5+Ti, c) W5+Ti, aleación AlCu5+Ti, d) W2, aleación AlCu5, e) W4 aleación AlCu5, f) W5 aleación AlCu5.	105
Figura 5.34	a) Familias de planos y direcciones pertenecientes a cada fibra b) Ubicación espacial de las fibras.	106
Figura 5.35	Función de distribución de orientación para monobloque, a) Bancada,	107

aleación AlCu5+Ti, b) Mamelón aleación AlCu5+Ti y c) interliner, aleación AlCu5+Ti.

Figura 5.36	Función de distribución de orientación para cabeza Linz a) Water Jacket, aleación AlCu7Zr y b) zona cámaras, aleación AlCu7Zr.	108
Figura 5.37.	Función de distribución de orientación brazos de prueba de agrietamiento a) brazos de prueba A1, aleación AlCu5 y b) brazos de prueba B1+Ti, aleación AlCu5+Ti.	108
Figura 5.38	Continuación. Función de distribución de orientación para Wedge, a) W2+Ti, aleación AlCu5+Ti, b) W4+Ti, aleación AlCu5+Ti, c) W5+Ti, aleación AlCu5+Ti.	109
Figura 5.38	Continuación. Función de distribución de orientación para Wedge, d) W2, aleación AlCu5, e) W4 aleación AlCu5, f) W5 aleación AlCu5.	110

ÍNDICE DE TABLAS

Tabla	Descripción	Pag.
Tabla 2.1.	Máxima solubilidad de los elementos en el aluminio	9
Tabla 2.2	Propiedades químicas	11
Tabla 2.3.	Clasificación de las designaciones de aluminio según su elemento aleante principal ^[5]	12
Tabla 2.4.	Subdivisiones del tratamiento básico T ^[14]	25
Tabla 2.5.	Variaciones de las aleaciones de aluminio 206 ^[16]	28
Tabla 2.6.	Propiedades Mecánicas ^[17]	29
Tabla 4.2:	Identificación de muestras	62
Tabla 5.1.	Composición química aleaciones utilizadas	73
Tabla 5.2.	Velocidades de solidificación y tamaño de grano de las muestras	75